



---

# **BACHELORARBEIT**

---

Herr  
**Marcus Winkler**

**Untersuchungen zum  
Mikro-Laserfügen von  $\text{Al}_2\text{O}_3$**

2016

# BACHELORARBEIT

---

## Untersuchungen zum Mikro-Laserfügen von $\text{Al}_2\text{O}_3$

Autor:

**Marcus Winkler**

Studiengang:

Physikalische Technik

Seminargruppe:

PT11wL-B

Erstprüfer:

Prof. Dr.-Ing. Dr. h.c. Horst Exner

Zweitprüfer:

Dipl.-Phys. Robby Ebert

Mittweida, September 2016

---

## **Bibliografische Angaben**

Winkler, Marcus: Untersuchungen zum Mikro-Laserfügen von  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , 37 Seiten, 21 Abbildungen, Hochschule Mittweida, University of Applied Sciences, Fakultät Ingenieurwissenschaften

Bachelorarbeit, 2016

## **Referat**

Diese Arbeit beschäftigt sich mit dem Laserstrahlschweißen von Aluminiumoxid-Keramik. Die Keramik wird im Parallelstoß mit bis zu 2 mm tiefen und 100  $\mu\text{m}$  breiten Schweißnähten gefügt. Die Laserstrahlung wird durch einen gepulsten Ytterbium Faserlaser erzeugt und mittels Scannerspiegel geführt. Es gilt durch Beurteilung der entstehenden Gefüge- und Rissstrukturen herauszufinden, inwiefern die Erzeugung einer gasdichten Verbindung ohne Vorheizen der Keramik möglich ist.

# I. Inhaltsverzeichnis

<b>Inhaltsverzeichnis</b>	<b>I</b>
<b>Abbildungsverzeichnis</b>	<b>II</b>
<b>1 Einleitung</b>	<b>1</b>
1.1 Motivation und die Bedeutung von $\text{Al}_2\text{O}_3$	1
1.2 Aufgabenstellung und Vorgehensweise	1
<b>2 Theoretische Betrachtung</b>	<b>3</b>
2.1 $\text{Al}_2\text{O}_3$	3
2.1.1 Werkstoff Keramik	3
2.1.2 Das Wesen von $\text{Al}_2\text{O}_3$	3
2.1.3 Die Problematik des $\text{Al}_2\text{O}_3$	5
2.1.4 $\text{Al}_2\text{O}_3$ in Zahlen	5
2.2 Laserstrahlschweißen	5
2.2.1 Wechselwirkung Laserstrahlung - Werkstoff	6
2.2.2 Stand der Technik	8
2.2.3 Das Verfahrensprinzip dieser Arbeit	8
<b>3 Versuchsdurchführung</b>	<b>10</b>
3.1 Allgemeine Erläuterung	10
3.1.1 Probekörper	10
3.1.2 Versuchsaufbau	11
3.1.3 Justierung der Fokuslage	12
3.1.4 Aufbereitung der Proben	12
3.1.5 Lichtmikroskopie	13
3.1.6 Rasterelektronenmikroskopie	13
3.2 Lasertechnische Betrachtung	14
3.2.1 Berechnung der Strahlkaustik	14
3.2.2 Zeitliche Leistungsmodulation	16
3.3 Programmierung	17
3.3.1 Zeitliche Charakteristiken	17
3.3.2 Überlappungsgrad	18
<b>4 Auswertung</b>	<b>21</b>
4.1 Phänomene	21
4.1.1 Struktur des Gefüges	21
4.1.2 Probleme der Strahleinkopplung	22
4.1.3 Schmelzauswurf	23
4.1.4 Fuge entlang des Zwischenraumes	24
4.1.5 Rissbildung	24
Mittelrippendefekt	25
Abriss der Schmelze	25

---

Makrorisse . . . . .	25
4.1.6 Schmelzinsel . . . . .	26
4.2 Auswirkung von Prozessparametern . . . . .	27
4.2.1 Streckenenergie $E_S$ und Pulsenergie $E_P$ . . . . .	27
Einfluss des Überlappungsgrades . . . . .	29
Einfluss der Wartezeit . . . . .	29
4.2.2 Versuche zur Mehrfachbestrahlung . . . . .	29
4.2.3 Einfluss von Pulsdauer und Pulsleistung . . . . .	30
4.2.4 Einfluss der Pulswiederholfrequenz . . . . .	30
<b>5 Zusammenfassung</b>	<b>32</b>
5.1 Resultat zur Arbeit . . . . .	32
5.2 Ausblicke . . . . .	32
<b>6 Versuchstabelle</b>	<b>33</b>
<b>7 Inhalt CD</b>	<b>35</b>
<b>Literaturverzeichnis</b>	<b>36</b>

## II. Abbildungsverzeichnis

2.1	Gegenüberstellung der Verfahrensvarianten: Wärmeleitungs- und Tiefschweißen / Quelle [4] S. 252 . . . . .	6
3.1	Links Probe mit Schweißversuchen, rechts Schweißnaht mit oben Membran und un- ten Grundkörper . . . . .	10
3.2	Links Versuchsaufbau und rechts die Probenhalterung mit Magneten . . . . .	11
3.3	vlnr. Keramikproben mit surjektivem, lateralem und bijektivem Beleuchtungsmodi . .	13
3.4	Links REM-Aufnahme und rechts Aufnahme mit Lichtmikroskop (gleiche Probe) . . .	14
3.5	Vergrößerung durch REM mit Faktor x700, x2300, x4500 und x12000 . . . . .	15
3.6	Zeitliche Leistungsmodulation (zeitlich nicht maßstabsgerecht) . . . . .	16
3.7	Zeitliche Pulsform bei 30 ns und 240 ns / Quelle [10] . . . . .	17
3.8	Zeitliche Variablen für die Programmierung . . . . .	18
3.9	Untersuchung zum Überlappungsgrad der Segmente bei einer Scangeschwindigkeit von 300 mm/s . . . . .	19
4.1	Links nadelförmig ausgebildete Kristallite und recht REM-Aufnahme von Versuch 181 mit ersichtlichen Kammern . . . . .	21
4.2	Links nadelförmig erstarrte Schmelze mit großen Kristallit in der Mitte und rechts ein großer Kristallit welcher gesprungen ist . . . . .	21
4.3	Fuge entlang des Zwischenraumes und sichtbare nadelförmige Kristallite . . . . .	24
4.4	Abriss geschieht entlang der Korngrenzen und ist kein Abriss der Schmelze vom Grundmaterial . . . . .	26
4.5	Links die Nahttiefe in Abhängigkeit von der Streckenenergie und rechts die Nahttiefe in Abhängigkeit von der Pulsenergie für die in Abschnitt 4.2.1 behandelten Messrei- hen A(mit Überlapp), B(normal), C(mit Überlapp und ohne Wartezeit) . . . . .	27
4.6	Links die Nahtbreite in Abhängigkeit von der Streckenenergie und rechts die Naht- breite in Abhängigkeit von der Pulsenergie für die in Abschnitt 4.2.1 behandelten Messreihen A(mit Überlapp), B(normal), C(mit Überlapp und ohne Wartezeit) . . . .	27

---

4.7	Links das Aspektverhältnis der Naht in Abhängigkeit von der Streckenenergie und rechts in Abhängigkeit von der Pulsenergie für die in Abschnitt 4.2.1 behandelten Messreihen A(mit Überlapp), B(normal), C(mit Überlapp und ohne Wartezeit) . . . .	28
4.8	Bei hohen Scangeschwindigkeiten kann bei 100 ms Wartezeit und 0.0 mm Überlapp keine durchgängige Schmelze in unterer Keramik erzeugt werden(links Blick auf Membran, rechts Grundkörper nach Abtrennen der Membran . . . . .	29
4.9	Tiefe der Schmelznaht in Abhängigkeit der mittleren Pulsleistung bei drei verschiedenen Pulsdauern . . . . .	30
4.10	Breite der Schmelznaht in Abhängigkeit der mittleren Pulsleistung bei drei verschiedenen Pulsdauern . . . . .	31
4.11	Aspektverhältnis der Schmelznaht in Abhängigkeit der mittleren Pulsleistung bei drei verschiedenen Pulsdauern . . . . .	31

# 1 Einleitung

## 1.1 Motivation und die Bedeutung von $\text{Al}_2\text{O}_3$

Aluminiumoxid, auch bekannt unter Korund oder in dotierter Form als Saphir bzw. Rubin, zählt als der nach Diamant härteste natürlich vorkommende Stoff. Auch thermische und chemische Beständigkeit sowie gute elektrische isolierende Eigenschaften verschaffen Korund als Werkstoff in vielen Bereichen der Technik Anwendungsmöglichkeiten. Derzeitige Einsatzgebiete sind unter anderem:

- Lagersteine in Messinstrumenten und Uhren
- Schleifmittel
- schusssichere Bekleidung
- feuerfestes Material in Ofenauskleidungen oder Laborgeräten
- Isolator bei Zündkerzen
- Dielektrikum bei Kondensatoren
- Ersatz von Panzerstahl im Militär

Im Gegensatz zu Metallen, bei welchen in Bezug auf Verarbeitung und Verwendung weitreichende Forschungsergebnisse vorliegen, angefangen bei der Schmiedekunst bis hin zu hochmodernen Industriestählen, und genauestens stoffliche Beimengungen und Wärmebehandlungen untersucht wurden, gilt es bei der Keramik, noch viel Neuland zu betreten. So würde das Fügen von Keramikteilen mit Mikro-Schweißnähten eine Vielzahl von neuen Konstruktionsmöglichkeiten schaffen. Durch die stoffeigene Verbindung bei komplexen Geometrien könnten mit den Eigenschaften von Aluminiumoxid neue Technologien entwickelt werden, welche mit herausragender Härte und Korrosionsbeständigkeit weitreichende Einsatzgebiete finden. Unter Verwendung von Lasertechnologie würden die typischen Vorteile bei der Fertigung, wie flexible Geometrievierungen, berührungsloses Bearbeiten und hohe Prozessgeschwindigkeiten zum tragen kommen.

## 1.2 Aufgabenstellung und Vorgehensweise

Im Rahmen der folgenden Arbeit sollen Schweißverbindungen an Keramikproben aus gesintertem  $\text{Al}_2\text{O}_3$  erprobt werden. Ziel der Untersuchungen ist das Herausfinden eines Prozesskonzepts, welches eine gasdichte Schweißnaht ermöglicht. Diese Arbeit knüpft an Versuche an, bei welchen mit der verwendeten Laseranlage bereits erste Schweißnähte an den gleichen Probekörpern erzeugt werden konnten. Jedoch genügten diese



aufgrund von entstandenen Mikrorissen und dem Auseinanderdrücken der Fügeteile nicht den Anforderungen einer gasdichten Verbindung.

Zu Beginn soll eine Literaturrecherche Aufschluss über die theoretischen Gegebenheiten bei Aluminiumoxid liefern. Dabei stehen die Eigenschaften der Gefügestruktur und mögliche Phasenübergänge im Fokus. Anschließend gilt es eine Voruntersuchung durchzuführen, bei welcher ein Arbeitsablauf und ein Programm zur Laseransteuerung zu entwickeln ist, die eine transparente Analyse über den Einfluss der einzelnen Prozessparameter ermöglichen. Ebenso gilt es dabei potentielle Verfahrensmodifikationen festzustellen, welche ein Ergebnis in Bezug zur Zielsetzung liefern könnten.

Dazu sind verschiedenen Parameter zu variieren, wie zum Beispiel Pulslänge, Leistung, Scangeschwindigkeit und Überlappungsgrad. Anschließend sollen geeignete Probekörper hergestellt werden, an welchen mittels Querschleif eine Auswertung der entstandenen Schmelzdimensionen vorgenommen werden kann. Ebenfalls sollen Erkenntnisse zur Gefügestruktur und Rissempfindlichkeit gewonnen werden.

## 2 Theoretische Betrachtung

### 2.1 $\text{Al}_2\text{O}_3$

#### 2.1.1 Werkstoff Keramik

Keramik ist, genauso wie Glas, ein nichtmetallisch-anorganischer Werkstoff. Dabei stellen Oxidkeramik, zu welcher  $\text{Al}_2\text{O}_3$  zählt, gemeinsam mit Silikat- und Nichtoxidkeramik die drei Haupteinteilungen der Keramiken dar.

In der Werkstofftechnik umfasst der Begriff Keramik ein weitläufiges Gebiet, welches, charakterisiert durch vielseitige Varianten der Rohstoffgewinnung, Erzeugung, Eigenschaften und Struktur, nur schwer definierbar ist und somit weitgehend nur in Spezialfällen betrachtet werden kann.

#### 2.1.2 Das Wesen von $\text{Al}_2\text{O}_3$

In reinem Aluminium teilen sich alle Al-Atome in Form von einem Gitter aus Kationen gleichrangig die Außenelektronen als sog. Elektronengas auf, woraus die typischen metallischen Eigenschaften, wie zum Beispiel sehr gute elektrische und thermische Leitfähigkeit als auch gute Verformbarkeit resultieren. Reiner Sauerstoff, gebildet aus jeweils 2 Sauerstoffatomen mit einem gemeinsamen Elektronenpaar, besitzt eine unpolare Kovalente Bindung und kommt daher bei den Normal-Bedingungen als Gas vor. Bei der Verbindung beider Elemente als Aluminiumoxid wirkt als Primärbindung die Ionenbindung. Bei dieser geben die Aluminium-Atome zum beidseitigen Erreichen der Edelgaskonfiguration an die Sauerstoff-Atome Elektronen ab. Die dabei entstandenen Kationen und Anionen gehen mit ihren Nachbarn eine ungerichtete elektrostatische Bindung ein.

Ein Unterscheidungsmerkmal bei elementar verschiedenen Stoffen mit Ionenbindung ist, dass es bei Verbindungen mit "abnehmender Größe und zunehmender Ladung"<sup>1</sup> der Metallatome (Kationen) von der völligen Ionisierung hin zu gemeinsamen Elektronenpaaren zweier Atome tendiert. Die somit aufgrund von Polaritätsausbildung zunehmend gerichtete Bindung als Eigenart einer Kovalenten Bindung bewirkt z.B. Eigenschaftsunterschiede zwischen  $\text{Al}_2\text{O}_3$  und  $\text{SiO}_2$ .

Aluminiumoxid ist, mehr als Silikatkeramik, ein vorrangig kristalliner Stoff, was bedeutet, dass im Gegensatz zu amorphen Stoffen, die als Gitter bezeichnete Struktur, auch

---

<sup>1</sup> Quelle [1], Seite 11

Fernordnung genannt, stark ausgeprägt ist. Daraus ergibt sich u.a. die Eigenschaft einer diskreten Schmelztemperatur, also dem Fehlen eines über einen Temperaturbereich ausgedehnten flüssig/fest bzw. fest/flüssig-Überganges. Bei Stoffen mit ausgedehnten Übergang findet ein grundlegender Strukturänderungsprozess statt, welcher durch die zeitliche Änderung der Temperatur bestimmt wird.

Die üblichste Struktur von  $\text{Al}_2\text{O}_3$  ist das sogenannte  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ , welches als Korund bezeichnet wird. Bei dieser bindet bzw. koordiniert das Al-Kation 6 umliegende O-Anionen, wodurch sich aus den Radien und elektromagnetischen Zuständen der Atome resultierend die stabilste Kombination ergibt. Dabei ergeben die Sauerstoffatome ein annähernd hexagonal-dichtes Gitter, bei welchem die Aluminiumatome  $2/3$  der dabei vorherrschenden oktaedrischen Lücken besetzen. Andere Modifikationen, wie das beim Herstellungsprozess vorkommende  $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ , sind metastabil bzw. instabil. Sofern aufgrund einer gewissen Temperaturüberschreitung (ca.  $1050^\circ\text{C}$ ) die  $\alpha$ -Modifikation eintritt, bleibt diese, ausgenommen bei nicht-festen Zuständen, die Einzige. Dies gilt auch bei anschließender Wärmebehandlung. Weitere Informationen zur temperaturabhängigen Strukturänderung enthält unter anderem die Studie [2].

Somit verhält sich  $\text{Al}_2\text{O}_3$  nicht polymorph<sup>2,3</sup>, im Gegensatz zu  $\text{SiO}_2$ , welches beispielhaft bei Temperaturänderung unter sprunghafter Volumendifferenz verschiedene Gitterstrukturen annimmt.

Die Herstellung von Korund-Gütern erfolgt, wie meist bei Keramiken, in der Regel durch einen Sinterprozess. Dabei wird mittels Druck und einer Temperatur unter dem Schmelzpunkt ein vorher erzeugtes  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$  Pulver dazu gebracht, dass die Pulverkörner untereinander feste Bindungen eingehen und durch Leerstellendiffusion sowie anderer Gitterfehler<sup>4</sup> ein Porenvorkommen von nur wenigen einstelligen Prozent zurück bleibt. Physikalisch wird dieser Prozess gewährleistet durch die energetisch ungünstigen Zustände der Oberflächenatome, welche unter Energiezufuhr eine Oberflächenminderung anstreben. Dabei entsteht ein polykristallines, monomorphes Gefüge.<sup>5</sup>

Die Charakteristik eines Werkstoffes kann stark durch einzelne strukturfremde Atome geprägt werden. Trotz des seltenen Vorkommens, im Gegensatz zu den eigentlichen Atomen, können diese aufgrund ihrer abweichenden Radien und Ladungen im Material weitreichende Spannungen verursachen. Eingebracht werden diese zum Beispiel durch Verunreinigungen beim Herstellungsprozess, wie der Gasdiffusion beim Sintern. Findet ein gezielter Einsatz der Atome statt, spricht man meist von Additiven. Erreicht werden damit vielseitige und komplexe Effekte, wie ein besseres Verhalten beim Sintern,

<sup>2</sup> Quelle [1] S.378

<sup>3</sup> *Polymorphie oder Allotropie* : Kristalline Substanzen die bei abnehmender Temperatur und zunehmenden Druck dichtere Strukturen (höhere Koordinationszahl) ausbilden, was zu Volumensprüngen führt

<sup>4</sup> *Gitterfehler* : Punktförmige (Leerstellen und Fremdatome), linienförmige (Versetzungsfehler) und flächenhafte (Stapelfehler, Korn-, Zwillings- und Phasengrenzen)

<sup>5</sup> Quelle [1] S.386

erhöhte Bruchfestigkeit, Farbänderung und vieles mehr.

### 2.1.3 Die Problematik des $\text{Al}_2\text{O}_3$

Neben den unzähligen Vorteilen von Korund gegenüber anderen Werkstoffen, wie den Metallen, welche im Abschnitt 1.1 angesprochen wurden, erschwert vor allem eine für Keramiken typische Eigenschaft die Bearbeitung und Anwendung. Es handelt sich dabei um die schnelle Bruchbildung aufgrund mechanisch und thermomechanisch induzierter Verformung. Die Ursache dafür liegt in der Eigenheit der Ionenbindung. Die abstoßenden Ladungen und großen Unterschiede der Radien bei den Ionen lassen auf mikroskopischer Ebene nur wenig Flexibilität zu. Somit ist es dem Material kaum möglich mit Strukturveränderung auf Kerben und anderer Spannungsspitzen zu reagieren. Die Formänderung kann durch hohe Temperaturen erleichtert werden, bei welchen ein Kriechen von verschiedenen Phasen ermöglicht wird. Diesen Prozessen sollte eine ausreichend große Zeitspanne zur Verfügung stehen und eine homogene Erwärmung stattfinden, um die Gefahr von Rissbildung aufgrund von Ausdehnungsunterschieden zu verringern.

### 2.1.4 $\text{Al}_2\text{O}_3$ in Zahlen

- Wärmeleitfähigkeit [ $\text{Wm}^{-1}\text{K}^{-1}$ ] : Aluminium 238, Stahl ca. 40, hochreiner Korund 35, Monokristalin 40, 96%ig ca. 25, Glas/Holz/Kunststoffe ca. 0,1
- Schmelzpunkt [ $^{\circ}\text{C}$ ] : 2050
- Siedepunkt [ $^{\circ}\text{C}$ ] :  $2980 \pm 60^{\circ}\text{C}$
- Dichte [ $\text{gcm}^{-2}$ ] : 3,94
- Löslichkeit : nahezu unlöslich in Wasser, schwer löslich in Säuren und Basen
- Brechungsindex : 1,77 bei Saphier bei 500 nm

## 2.2 Laserstrahlschweißen

Unter Laserstrahlschweißen versteht sich nach [3] Folie 215 die "Verbindung von Teilen aus gleichem oder ähnlichen Werkstoff (Metall, Plaste, Keramiken), die eine Schmelze bilden können und durch partielles, laserinduziertes Aufschmelzen gefügt werden können."

Das Laserstrahlschweißen ist, wie z.B. auch Laserstrahllöten, eine Kategorie des Laserstrahlfügens. Grundlegend kann es in das Wärmeleitschweißen und das Tiefschweißen gegliedert werden, wobei sich das hier angewandte Verfahren an das zuletzt genannte anlehnt.

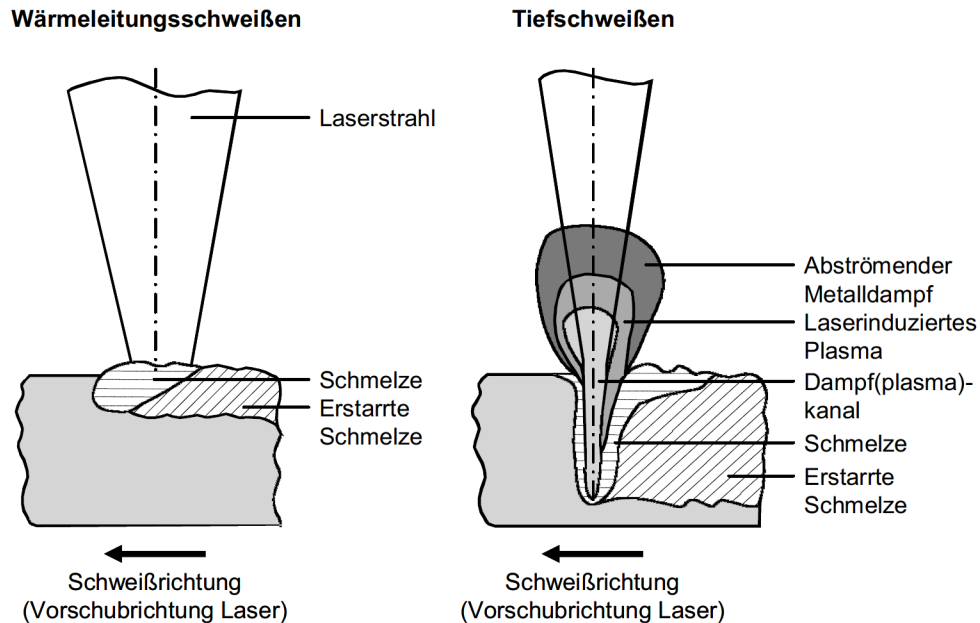


Abbildung 2.1: Gegenüberstellung der Verfahrensvarianten: Wärmeleitungs- und Tiefschweißen / Quelle [4] S. 252

### 2.2.1 Wechselwirkung Laserstrahlung - Werkstoff

Als die zwei klassifizierenden Größen bei der Lasermaterialbearbeitung lassen sich die Wellenlänge und die Intensität festlegen. Die Intensität gibt an, welche Energie pro Zeit und Fläche durch den Laserstrahl übertragen wird. Die Wellenlänge der Laserstrahlung ist die zweite wesentliche Komponente bei der Wechselwirkung mit der Materie bzw. dem Werkstoff. Aufgrund der atomaren Struktur ist jede Kombination von Wellenlänge und Substanz individuell zu betrachten. Die Einwirkzeit der Strahlung bestimmt die Menge an Energie, welche an der Bearbeitungsstelle eingebracht wird und ist somit grundlegend für die sich ausbildenden Temperaturfelder.

Allgemein können folgende Wechselwirkungen in Betracht gezogen werden:

- photothermische (z.B. Schmelzen)
- thermomechanische (z.B. Ausdehnung)
- photochemische (z.B. Isomerbildung)
- photoablativ (z.B. Abdampfen)

Trotz relativ hoher Pulsintensitäten<sup>6</sup> während der folgenden Versuche werden jedoch nur photothermische und thermomechanische Wechselwirkungen vermutet.

<sup>6</sup> Bei dem verwendeten Laser wird der Strahl nicht kontinuierlich emittiert, sondern in einer periodischen Pulsfolge, also einzelnen "Energiepaketen", aus denen sich zeitlich gemittelt die angegebene Leistung errechnet.

Neben der Intensität der Laserstrahlung, also der Leistung pro Fläche, gibt das räumliche Absorptionsverhalten an, in welchem Volumen die Energie im Werkstoff deponiert wird. Eine mathematische Beschreibung dafür liefert das Lambert-Beer'sche Gesetz, dass die von der Eindringtiefe  $z$  abhängige Intensität  $I(z)$  mit

$$I(z) = I_0 e^{-\varepsilon(\lambda)z} \quad (2.1)$$

beschreibt. Dabei ist  $\varepsilon(\lambda)$  der wellenlängenabhängige Absorptionskoeffizient und  $I_0$  die Intensität der Laserstrahlung vor dem Materialeintritt. Strahlkaustik und die Streuung im Material sind im realen Fall mit zu berücksichtigen.

Nach [5] S. 5, welche sich mit dem Sintern von  $\text{Al}_2\text{O}_3$  mittels der zwei gängigen Lasertypen, dem  $\text{CO}_2$ -Laser mit  $10,6 \mu\text{m}$  und dem Nd:YAG-Laser mit  $1064 \text{ nm}$  beschäftigt, werden bei  $\text{Al}_2\text{O}_3$  die  $10,6 \mu\text{m}$  größtenteils im ersten Mikrometer absorbiert, während die  $1064 \text{ nm}$  Strahlung durch eine  $10 \mu\text{m}$  Schicht nahezu komplett transmittiert wird. Auch wenn diese Untersuchung an dem Sintergrundstoff durchgeführt wurde, ist ein ähnliches Verhalten bei den Proben dieser Arbeit anzunehmen. Das bedeutet, dass ein  $\text{CO}_2$ -Laser bei gleicher Intensität, bei denen die Schweißversuche durchgeführt werden, vermutlich nur einen Materialabtrag zur Folge hätte.

Weitere abgeleitete Größen, welche zur Beschreibung des Sachverhaltes dienen, sind:

- die Streckenenergie  $E_S$ , aus dem Verhältnis der mittleren Leistung  $P_m$  und der Scangeschwindigkeit  $v$

$$E_S = \frac{P_m}{v} \quad (2.2)$$

- die Energie der einzelnen Laserpulse  $E_P$  auf Basis der Pulswiederholfrequenz  $f$

$$E_P = \frac{P_m}{f} \quad (2.3)$$

- der mittleren Pulsleistung  $P_P$  auf Basis der Pulsdauer  $\tau$

$$P_P = \frac{E_P}{\tau} \quad (2.4)$$

- und die gemittelte Intensität  $I$ , resultierend aus dem Durchmesser der Strahltaile  $2w_0$

$$I = \frac{4P_m}{\pi \cdot (2w_0)^2} \quad (2.5)$$

Die Fluenz (Energie pro Fläche) wird in dieser Arbeit nicht beachtet, da aufgrund nicht - bewusst - geänderter Fokusslage oder Strahlkaustik, die Betrachtung der Streckenenergie genügt.

## 2.2.2 Stand der Technik

Bei Metallen ist das Laserstrahlschweißen ein in der Industrie bereits etabliertes Verfahren und wird aufgrund seiner Vorteile, wie den schmalen Schweißnähten, dem berührungslosen Arbeiten, dem geringen Wärmeeintrag in das Werkstück und möglicher Arbeitsabstände von bis zu einem halben Meter, erreichbar durch hohe Strahlqualität und entsprechender Optiken, nicht nur in der Autoindustrie bevorzugt eingesetzt. Auch bei Kunststoffen, sogenannten Thermoplasten, welche eine Schmelze bilden können, hat das Laserstrahlschweißen Einzug gefunden. Durch eine Methode, bei welcher zwei sich überlappende Kunststoffteile, das obere transparent und das untere stark absorbierend für die Laserstrahlung, durch Wärmeleitung von dem unteren ins obere Werkstück, geschweißt werden.

Um auch bei Keramiken die flexible Fertigungstechnik des Laserstrahlschweißens industrietauglich zu gestalten, gibt es verschiedene Lösungsansätze. Optische Eigenschaften sowie eine schlechte Thermoschockbeständigkeit sind jedoch problematische Stoffeigenschaften für Schweißverbindungen. In Quelle [7] findet man eine Untersuchung, bei welcher an  $\text{SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$  mit 60 %  $\text{Al}_2\text{O}_3$  Anteil zwei Laserschweißverfahren getestet wurden. Es galt Stumpfstoßschweißen mit einem  $\text{CO}_2$ - und einem gepulsten 300 W YAG-Lasern zu vergleichen, wobei ein Vorheizen mit Halogenglühlampen durchgeführt wurde. Im Ergebnis zeigte sich, dass es keine signifikanten Unterschiede in den Punkten Schmelzbaddimension, Mikrostruktur, Vakuumdichtheit oder Zugfestigkeit beider Verfahren gab.

Eine weitere Technik, welche an 97 %igem  $\text{Al}_2\text{O}_3$  angewandt wurde, ermöglicht das rissfreie Schweißen mittels einer Vorheiztechnik [8]. Dabei wird durch einen  $\text{CO}_2$ -Laser die Keramik um die Fügestelle mit einem Scannerspiegel und einem speziell kalkulierten Muster erhitzt, damit ein anschließend spannungsfreies Schweißen mittels Nd:YAG-Laser möglich ist. Mit dieser Technik sind Nähte in der Größenordnung weniger Millimeter möglich, welche nahezu die gleichen Eigenschaften wie das Grundmaterial aufweisen. Nachteil dieser Technik ist eine noch zu optimierende Verfahrensgeschwindigkeit und die Aufheiztemperaturen des Grundkörpers auf bis zu 1600 °C, was die Arbeit mit Konstruktionen, welche aus verschiedenen Materialien zusammengebaut sind, erschwert.

## 2.2.3 Das Verfahrensprinzip dieser Arbeit

Abgrenzend zu anderen Verfahren des Laserstrahl-Keramik-Schweißens ist, dass nur mit einem Laserstrahl gearbeitet wird, während die Keramik Raumtemperatur aufweist. Dabei wird aufgrund einer verhältnismäßig schmalen und langen Strahltaile (s. Abschnitt 3.2.1) unter hoher Intensität gearbeitet.

Durch eine Dampfkapillare, welche sich mittig des entstehenden Schmelzbades befindet, wird das flüssige Material umgeschichtet. Zwei sich im Parallelstoß überlagernde Keramik-Werkstücke werden somit durch eine gemeinsame Schmelze gefügt. Aufgrund kleiner Dimensionen mit einem Nahtquerschnitt von etwa  $100\text{ }\mu\text{m}$  Breite und  $1\text{ mm}$  Tiefe, kommt es zu einer sehr schnellen Abkühlung und Erstarrung des Materials. Das Vereinigen von geringer Streckenenergie und hoher Intensität ermöglicht eine nur geringfügige thermische Ausdehnung des Werkstückes. Eine weitere ausschlaggebende Komponente dieses Verfahrens ist, dass neben der Pulsung des Laserstrahles, die Bearbeitung segmentweise ausgeführt wird, in einer Art von Steppnaht. Dadurch wird eine weitere Reduzierung des Energieeintrags pro Zeit erreicht (siehe Abschnitt 3.2.2), womit das makroskopische Zerspringen der Keramik vermieden werden kann.

Bei der Kombination der verwendeten  $1064\text{ nm}$  Wellenlänge und  $\text{Al}_2\text{O}_3$  liegt ein relativ hohes Transmissionsverhalten vor, wodurch im Gegensatz zu anderen Tiefschweißverfahren die Dampfkapillare weniger Bedeutung für die Absorption hat, sondern in erster Linie der Schmelzbaddynamik dient. Somit konnte zum Beispiel bei einem Versuch der untere Keramikkörper aufgeschmolzen werden, ohne dass eine ersichtliche Veränderung an dem oberen vorlag. Die dreidimensionale Leistungsverteilung der Absorption ließe sich mittels der Strahlkaustik (s. Abschnitt 3.2.1) und dem Lambert-Beer'schem Absorptionsgesetz (Formel 2.1) kalkulieren.

Durch eine Reihenfolge der Segmente, bei welcher, anstatt einer Wartezeit zwischen nachfolgenden Abschnitten, die Segmente alternierend an verschiedenen Stellen der zu fügenden Strecke gesetzt werden, kann die Prozesszeit wesentlich verkürzt werden, ohne Einfluss auf die Nahtqualität auszuüben.



## 3 Versuchsdurchführung

### 3.1 Allgemeine Erläuterung

#### 3.1.1 Probekörper



Abbildung 3.1: Links Probe mit Schweißversuchen, rechts Schweißnaht mit oben Membran und unten Grundkörper

Die Versuche zum Mikro-Laserfügen wurden an von der im Bereich Messtechnik tätigen Firma Endress+Hauser gestellten Proben durchgeführt. Für den industriell geplanten Fertigungsprozess gilt es die auf Abbildung 3.1 links ersichtliche Membran mit einem Durchmesser von 32,4 mm und einer Dicke von 0,24 mm auf einen Grundkörper von 5 mm Dicke und ebenfalls 32,4 mm Durchmesser zu schweißen. Beide aus  $\text{Al}_2\text{O}_3$  bestehenden Komponenten wurden mittels Sintern hergestellt und sollen mit zusätzlich verbauter Messtechnik als Drucksensoren dienen. Wie auf Abbildung 3.1 rechts zu sehen, weist die Membran eine geringere Porosität auf und erscheint je nach Belichtungsweise unter dem Lichtmikroskop aufgrund höherer Transmission dunkler als der Grundkörper. Sowohl die Membran als auch der Grundkörper sind völlig planparallel und es können somit an jeder Stelle, abgesehen von ein paar vernachlässigbaren Kanälen im Grundkörper, Schweißversuche durchgeführt werden. Die Größe des Zwischenraumes wird vorerst durch die Oberflächenrauheiten beider Körper bestimmt (weitere Hinweise in Abschnitt 3.1.2). Beim Überprüfen mittels Messschieber beider aufeinandergelegten Teile vor dem Schweißprozess wurde nachgewiesen, dass die Abweichung inkl. Zwischenraum kleiner als  $5\text{ }\mu\text{m}$  sein muss. Die Oberflächen wurden vor den Versuchen mittels Isopropanol-Spray gereinigt.

Neben den anwendungsrelevanten Eigenschaften von  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , wie Korrosionsbeständigkeit, Temperaturbeständigkeit etc., gilt es beide Teile mittels der Schweißnähte gasdicht zu fügen.

### 3.1.2 Versuchsaufbau

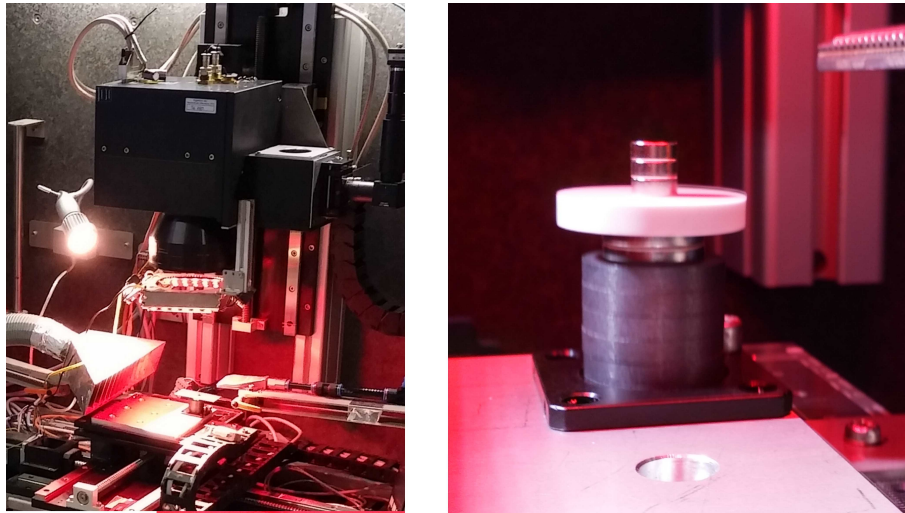


Abbildung 3.2: Links Versuchsaufbau und rechts die Probenhalterung mit Magneten

Da in den vorherigen Versuchen stets die Membran aufgrund des Schmelztriebes weggedrückt wurde und somit ein Zwischenraum von mehr als  $50\text{ }\mu\text{m}$  entstand, wurden bei diesen Versuchen die Membran und der Grundkörper mittels Neodym-Magnete erfolgreich zusammengedrückt. Bei dieser Variante, welche auf Abbildung 3.2 zu sehen ist, sind neben einer mittigen Verlustfläche von ca.  $0,5\text{ cm}^2$  keine weiteren negativen Einflüsse aufgefallen.

Eine Mehrkanal-Druckluftdüse, welche quer einströmt, und eine gegenüberliegende Absaugung schützten die Optik vor den in 4.1.3 beschriebenen Spritzern.

Die Strahlfokussierung wird durch ein F-Theta-Ronar Objektiv der Firma Qioptiq Photonics für die Wellenlänge von  $1064\text{ nm}$  realisiert.

Die vorbereitende Positionierung des Probekörpers geschah mit Hilfe eines 3-Achs-Koordinatentisches. Während der eigentlichen Bearbeitung wurde der Laserstrahl mittels Galvanometer-Scanner zu den jeweiligen Koordinaten abgelenkt. Der verwendete Laser wird in Abschnitt 3.2 beschrieben.

### 3.1.3 Justierung der Fokusslage

Die Überwachung der Fokusslage geschah mittels einer in den Strahlengang eingekoppelten Kamera, welche eine ersichtliche Schärfentiefe von ca.  $\pm 0,4$  mm Abweichung zum Brennpunkt besitzt. Dieser stimmt mit unwesentlicher Abweichung mit der Fokusslage des Laserstrahles überein. Zur Justierung wurde vorerst eine Grobeinstellung durch visuelle Beurteilung vorgenommen. Anschließend wurde mittels eines speziellen Programmes eine Feinabstimmung mit  $\pm 0,1$  mm Genauigkeit durchgeführt. Dazu wurden auf einem Metallblech, welches wie in 3.2 sichtbar in die Halterung der Keramikprobe eingebracht war, mit der Laserstrahlung fokusabhängige Einbrände erzeugt. Die entsprechenden Tiefen des Bleches und der Keramikprobe wurden mittels Messschieber vermessen und korrigiert.

Aufgrund der Kamera, welche mittels Software IC Capture genutzt wurde, konnte während der Versuchsdurchführung eine maximale Abweichung der Fokusslage von weniger als  $\pm 0,4$  mm gewährleistet werden. Jedoch ist anzunehmen, dass die Fokusslage in diesem Bereich variierte. Die senkrechte Ausrichtung der Probenoberfläche zur optischen Achse wurde mittels Wasserwaage überprüft.

### 3.1.4 Aufbereitung der Proben

Zur ersten Untersuchung, ob ein durchgängiges Schmelzbad im Grundkörper entsteht, wurden verschiedene Parametersätze mit jeweils 0,5 mm Abstand und 10 mm Länge auf die Proben aufgebracht. Anschließend wurde unter einem Lichtmikroskop die äußere Erscheinung der Schweißnaht und nach abbauen des Deckels das innere Längsprofil begutachtet. Sofern Versuchseinstellungen dem Kriterium genügten, dass eine durchgängige Schweißnaht im Träger entstand, wurden diese anschließend zur Querschnittsuntersuchung je 3-fach auf einer neuen Probe wiederholt. Um bei jeder Einstellung einen sofortigen Einstich und damit volle Schweißnahtlänge zu garantieren, wurden die ersten 2 mm der künftigen Nahtstelle mit einem Permanentmarker markiert, um das in 4.1.2 beschriebene Problem zu umgehen.

Die Proben mit den Schweißnähten wurden mit der Präzisionstrennmaschine Secotom-50 von Struers nach ca. 5 mm Nahtlänge, also 50 % der Gesamtlänge, getrennt, um Einstich- und Enderscheinungen der Schweißnaht auszuschließen. Die Trennung wurde mit einer für  $\text{Al}_2\text{O}_3$  geeigneten Diamantschneidscheibe vorgenommen. Das Einspannen in einen entsprechenden Schraubstock wurde vorsichtig, mit Polsterung durch mehrschichtige und genässte Tücher, vorgenommen.

Die Proben wurden danach in Epoxidharz gegossen, damit eine Positionierung unter dem Mikroskop erleichtert wird und die Proben besser gelagert werden können.

Anschließend wurden die Proben an dem Tegramin-25 Schleif- und Poliersystem von Struers nach der kompletten vom Hersteller vorgegebenen Prozedur für  $\text{Al}_2\text{O}_3$  plan-, feingeschliffen und poliert.

### 3.1.5 Lichtmikroskopie

Für die lichtmikroskopische Untersuchung wurde ein VHX System der Firma KEYENCE verwendet. Entscheidend für die Ergebnisse sind die Beleuchtungsmodi. Bei der VHX-Reihe gibt es die Grundeinstellungen surjektive, laterale und bijektive Beleuchtung, welche in Abbildung 3.3 verglichen werden. Die surjektive Beleuchtung hat im Gegensatz zu den beiden anderen Einstellungen einen hohen Oberflächenkontrast bei wenig Transmission. Deswegen sind bei den Keramiken sowohl die Poren als auch die Risse zu erkennen. Die anderen beiden Beleuchtungen liefern hingegen Aufschluss über das Transmissionsverhalten der Proben. Somit lässt sich vergleichen, dass die geringere Porenanzahl bei der linken Abbildung in der Membran sich bei den rechten beiden Aufnahmen durch eine dunklere Ansicht abzeichnet, welche sich mit geringerer Streuung im Material erklären lässt. Der wesentliche Nachteil bei der Lichtmikroskopie ist ein durch Beugung verursachtes Weichzeichnen der Kanten. In Abbildung 3.4 zeigt sich im Vergleich mit der Rasterelektronenmikroskopie der Nachteil.

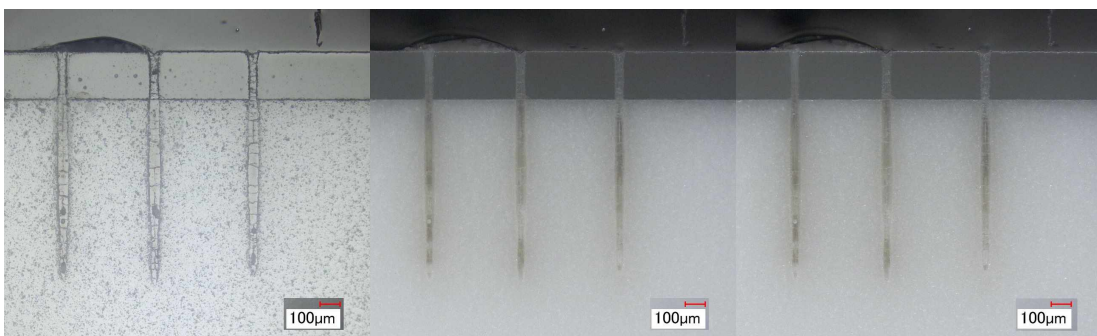


Abbildung 3.3: vlnr. Keramikproben mit surjektivem, lateralem und bijektivem Beleuchtungsmodi

### 3.1.6 Rasterelektronenmikroskopie

Bei der Rasterelektronenmikroskopie, kurz REM, wird statt Licht ein Strahl emittierter und beschleunigter Elektronen mittels elektronmagnetischer Linsen auf das Objekt fokussiert. Verschiedene Wechselwirkungsprozesse der hoch-energetischen Elektronen mit dem Substrat, wie Rückstreuungselektronen, Sekundärelektronen oder Röntgenstrahlen, können anschließend mit jeweiligen Detektoren in einem Rasterverfahren zur Bilderzeugung genutzt werden. Es wurde das REM der Firma JEOL mit der Bezeichnung JSM 6510LV verwendet.

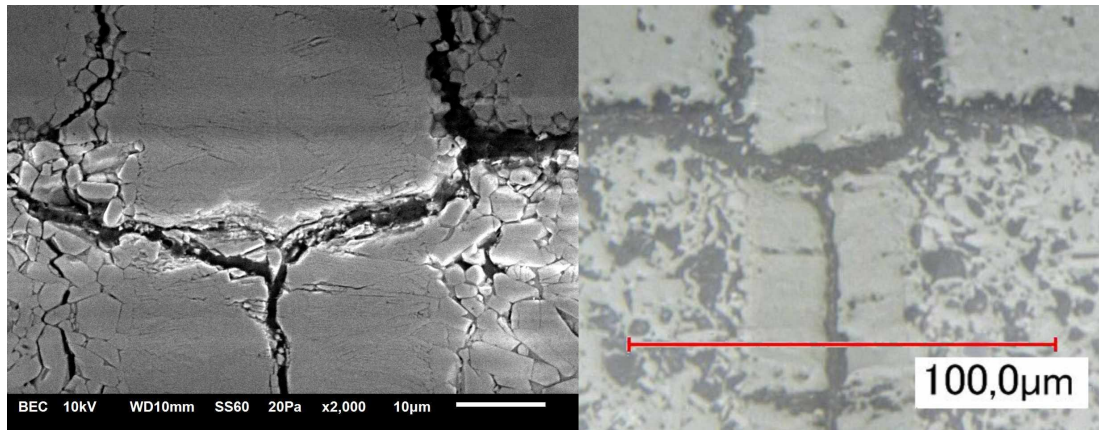


Abbildung 3.4: Links REM-Aufnahme und rechts Aufnahme mit Lichtmikroskop (gleiche Probe)

REM-Verfahren sind effektiver bei elektrisch leitenden Materialien, weswegen Isolatoren oftmals mit einer aufgedampften Goldschicht versehen werden. Bei dieser Untersuchung wurde jedoch eine Variante angewandt, bei welcher ein Niedervakuum statt des üblichen Hochvakuums erzeugt wird, um die Aufnahmen zu ermöglichen. Unter den folgenden Bedingungen wurde bei den Untersuchungen eine maximale Vergrößerung von  $\times 12.000$  erreicht. (s. Abbildung 3.5)

- Spotsize : 54
- Kontrast : maximal
- Druck : 20 Pa
- Beschleunigungsspannung : 10 kV
- Abstand : 10 mm

## 3.2 Lasertechnische Betrachtung

Für die Untersuchungen wurde der YLP-HP-1-30x240-500-500 Faserlaser des Herstellers IPG verwendet. Als aktives Medium dient Ytterbium, wodurch sich eine genutzte Wellenlänge von 1064,6 nm [9] [10] ergibt. Der Betriebsmodus ist gepulst und kann mit einer maximalen mittleren Leistung von 500 W arbeiten. Die Pulsdauern sind einstellbar mit 30, 60, 120 und 240 ns.

### 3.2.1 Berechnung der Strahlkaustik

Das räumliche Strahlprofil des YLP-HP-1 kann aufgrund einer guten Näherung mit den Formeln des sogenannten Gaußstrahles berechnet werden. Die Messergebnisse des zum Laser angefertigten Protokolls [10] bestätigen die radiale Intensitätsverteilung nach



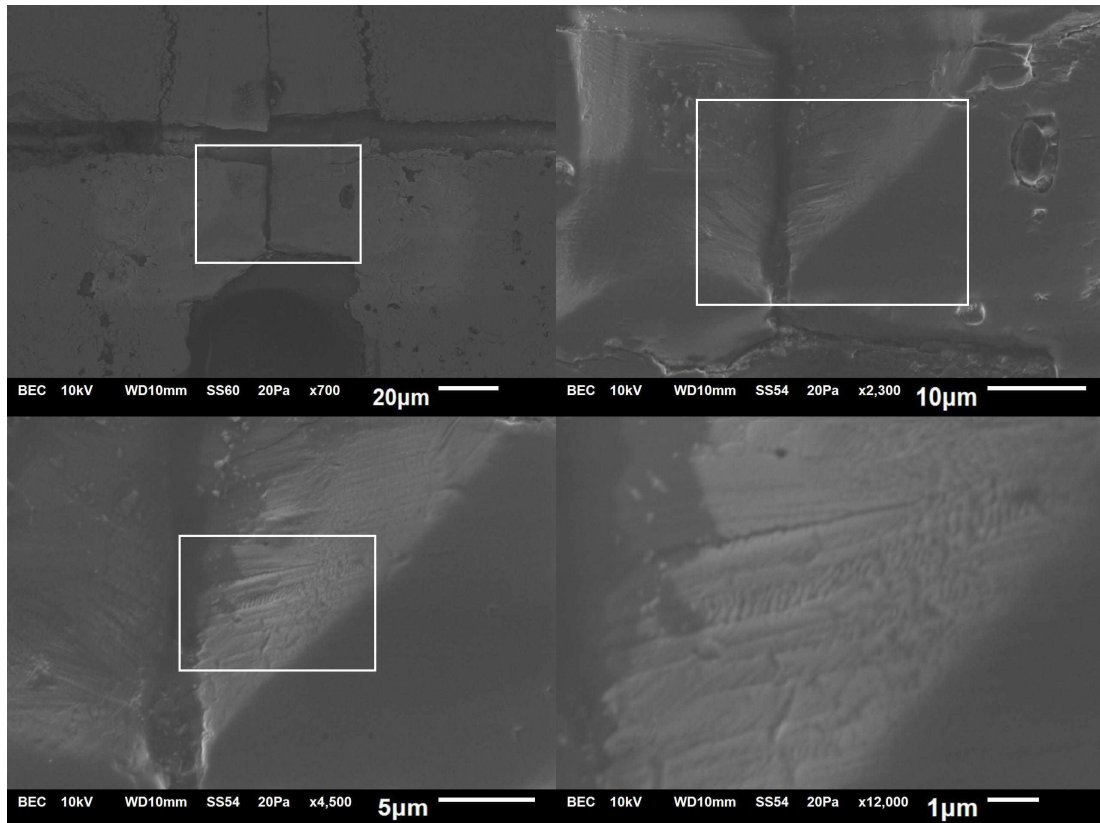


Abbildung 3.5: Vergrößerung durch REM mit Faktor x700, x2300, x4500 und x12000

Gauß entlang der Strahlachse  $z$ . Um eine Anpassung der idealen Gaußverteilung an den realen Laserstrahl vorzunehmen, wird vorerst aus der angegebenen Beugungsmaßzahl  $M^2$  von aufgerundet 1,4 mit

$$k = \frac{1}{M^2} \quad (3.1)$$

die Strahlgüte  $k = 0,71$  berechnet. Das verwendete F-Theta-Ronar Objektiv hat laut Datenblatt eine Brennweite  $f$  von 167 mm. Mit dem Rohstrahldurchmesser  $w_v$ , also dem Strahldurchmesser vor der Fokussieroptik, welcher ca. 7 mm ist, ergibt sich nach den Gesetzen im Dreieck eine Fernfelddivergenz  $\Theta$  durch

$$\Theta = \arctan\left(\frac{w_v}{f}\right) \quad (3.2)$$

von  $\Theta = 4,192 \cdot 10^{-3}$  rad. Der Durchmesser für die Strahltaile  $2w_0$  lässt sich nun mit der Wellenlänge  $\lambda = 1064,6$  nm durch

$$2w_0 = 2 \frac{\lambda}{k \cdot \pi \cdot \Theta} \quad (3.3)$$

berechnen. Demzufolge ist der Fokusfleck als ein Kreis mit einem Durchmesser von  $22,6 \mu\text{m}$  anzunehmen. Die Rayleigh-Länge  $z_0$ , als der axiale Abstand zur Strahltaile, an dem die Fläche den doppelten Betrag annimmt bzw. sich die gemittelte Intensität halbiert, ist definiert durch

$$z_0 = \frac{k \cdot \pi \cdot w_0^2}{\lambda} . \quad (3.4)$$

Das Ergebnis beträgt  $z_0 = 270 \mu\text{m}$ .

Die verwendeten Formeln berufen sich auf [11] und die Werte für die Wellenlänge, der Beugungsmaßzahl und den Rohstrahldurchmesser auf [9] und [10]. Die Strahlradian beziehen sich auf einen Einschluss von 86 % der Leistung nach [9].

### 3.2.2 Zeitliche Leistungsmodulation

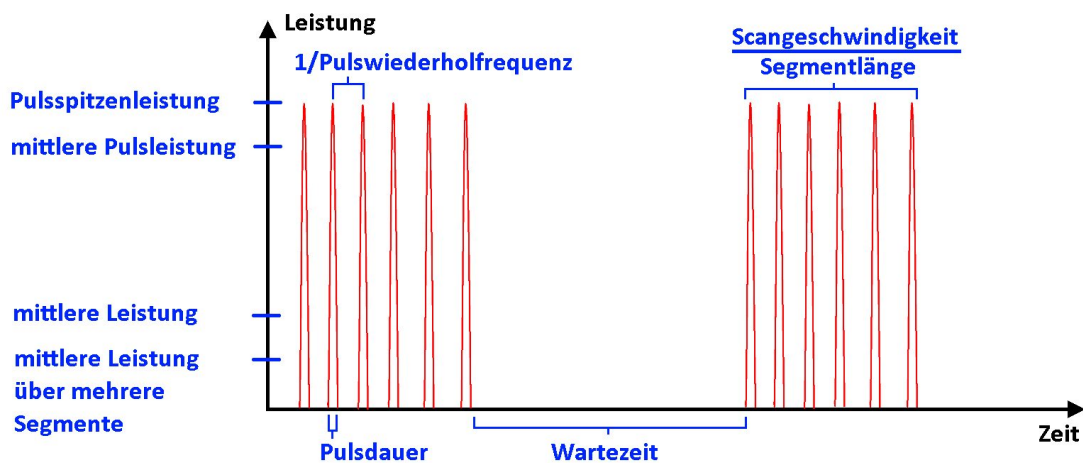


Abbildung 3.6: Zeitliche Leistungsmodulation (zeitlich nicht maßstabsgerecht)

Aufgrund der Pulsung, bei welcher die emittierte Energie in weniger als 20 % der Zeit konzentriert wird, kann die damit kurzzeitig erhöhte Intensität die Absorption verbessert werden. Dies gilt jedoch vorerst nur als Annahme, da sich nach der Auswertung in Abschnitt 4.2.3 ein nur bedingter positiver Einfluss der zeitlichen Energiekonzentration auf die Absorption zeigt. Wie in Abschnitt 2.2.3 erwähnt, wird die Energie bei dem angewandten Verfahren zusätzlich zur Laserpulsung, durch Wartezeiten zwischen Bearbeitungssegmenten, nochmals zeitlich verteilt. Die genutzte Wartezeit zwischen den Segmenten betrug 100 ms. Siehe Abbildung 3.6.

Untersuchungen von [10] zeigten, dass bei den in den Versuchen verwendeten Leistungen von 100 ... 500 W folgend beschriebene Änderungen auftreten können. Leistungsabhängig variierte bei der Versuchsanordnung von [10] die Lage der Strahltaile senkrecht zur Bearbeitungsebene um ca. 0.5 mm. Zusätzlich verschlechterte sich bei hoher Leistung die Strahlqualität.

Die zeitliche Pulsform bezogen auf den Leistungsverlauf kann in Abbildung 3.7 eingesehen werden. Da in den später betrachteten Versuchen nur eine Pulswiederholfrequenz von 2 MHz verwendet wurde, betrug die mittlere Pulsleistung jedoch nie mehr als 2,5 kW. Deswegen kann für alle Pulsdauern ein zeitliches Rechteckprofil angenommen werden. Die maximale Pulsenergie bei den durchgeführten Versuchen lag bei 0,25 mJ und könnte bei der Laseranlage ebenfalls nur durch senken der Pulswiederholfrequenz erhöht werden.

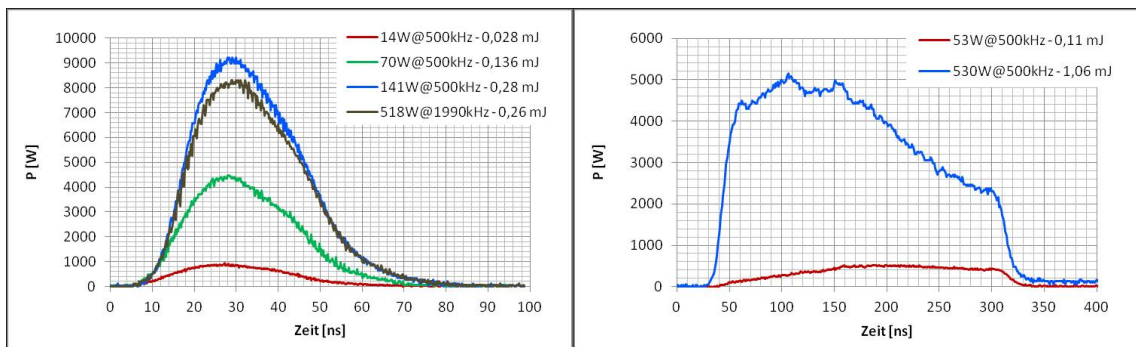


Abbildung 3.7: Zeitliche Pulsform bei 30 ns und 240 ns / Quelle [10]

### 3.3 Programmierung

Die Steuerung des Scannerspiegels wurde mit der Skriptsprache *Visual Basic Script*, kurz VBS, unter der Software *microMMI* realisiert. Der Laser wurde jedoch mit dem Programm lediglich aktiviert und deaktiviert. Die Parameter Leistung, Frequenz, Pulsdauer sowie auch die Laserüberwachung wurden über ein externes Programm eingestellt, weswegen keine im Programmablauf einprogrammierten Laserstrahlungsmodifikationen vorgenommen werden konnten. Diese würden weitere Möglichkeiten zur Prozessoptimierung und Qualität des Bearbeitungserzeugnisses stellen.

#### 3.3.1 Zeitliche Charakteristiken

Die Spiegel bei dem in den Versuchen verwendeten Galvanometer-Scanner besitzen naturgemäß beim Beschleunigen und Abbremsen der Scangeschwindigkeit Trägheitserscheinungen. Bei fehlender Kompensation im Prozessablauf kann es zum Beispiel zu Abweichungen in den Bearbeitungsstrecken kommen als auch zu Einbränden aufgrund nicht konstanter Streckenenergie. Deswegen müssen Variablen eingeführt werden, deren Anordnung und Bedeutung in Abbildung 3.8 verdeutlicht wird. Dabei findet mit dem LaserOn-Delay und LaserOff-Delay eine zeitliche Anpassung der Laser-Aktivierung statt. Mit dem Jump- und Mark-Delay werden jeweils zeitliche Korrekturen der Scanner-Spiegel-Ansteuerung vorgenommen. Nach- und Vorlauf bilden nach dem



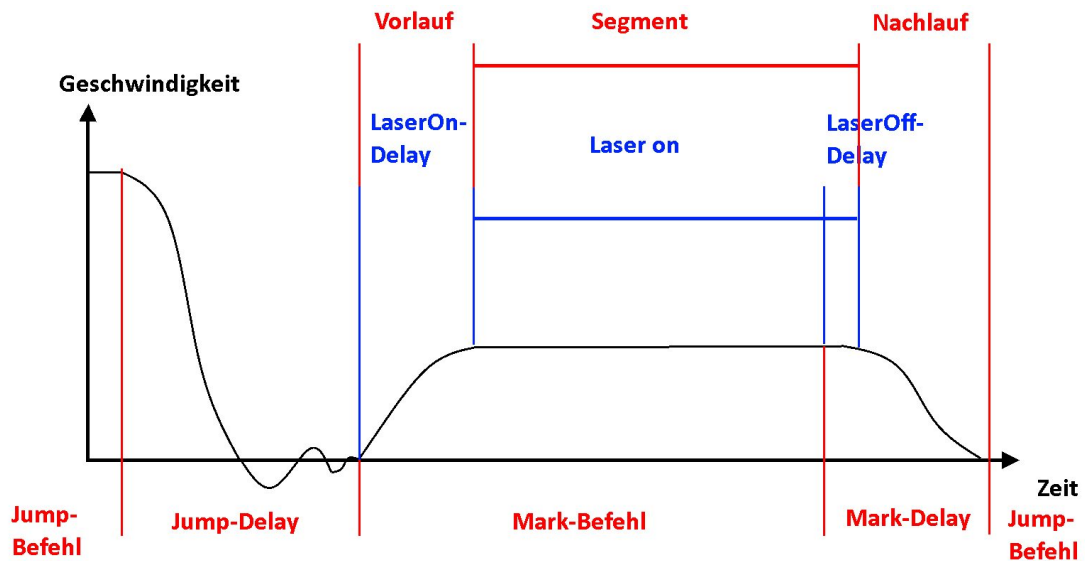


Abbildung 3.8: Zeitliche Variablen für die Programmierung

Weg-Zeit-Gesetz die Streckenkorrektur in Abstimmung auf die vorher erwähnten zeitlichen Korrekturen.

Die Kompensationen sind für die X- und Y-Achse separat vorzunehmen, da beide Spiegel unterschiedliche mechanische Eigenschaften besitzen. Bei dieser Arbeit wurde jedoch nur mit der X-Achse gearbeitet. Des Weiteren wurde die Streckenkorrektur nur mit dem Vorlauf vorgenommen, da aufgrund der einfachen Versuchsstrecken keine absoluten Koordinaten eingehalten werden mussten.

Eine detaillierte Einweisung für eine korrekte Ansteuerung der Laser- und Scannereinheit lässt sich dem Handbuch der RTC<sup>®</sup> 4 PC-Interfacekarte entnehmen.

### 3.3.2 Überlappungsgrad

Nach Grundlage von Abschnitt 3.3.1 benötigte es einer experimentellen Bestimmung der Variablen, um bei den zu untersuchenden Scangeschwindigkeiten eine bekannte Anordnung der einzelnen Segmente zueinander zu gewährleisten. Der Möglichkeit nach, dass eine Überlagerung - in dieser Arbeit Überlappung genannt - der einzelnen Segmente einen wesentlichen Einfluss auf die Ausbildung der Schweißnähte hat, gilt es dieser Abstimmung besondere Aufmerksamkeit zu widmen.

Es wurde definiert, dass keine Überlappung vorliegt, sofern der Mittelpunkt des ersten Pulses eines neuen Segmentes einen Abstand von der Länge des theoretischen Radius der Strahltaile gegenüber dem Mittelpunkt des letzten Pulses des vorherigen Segmentes aufweist.

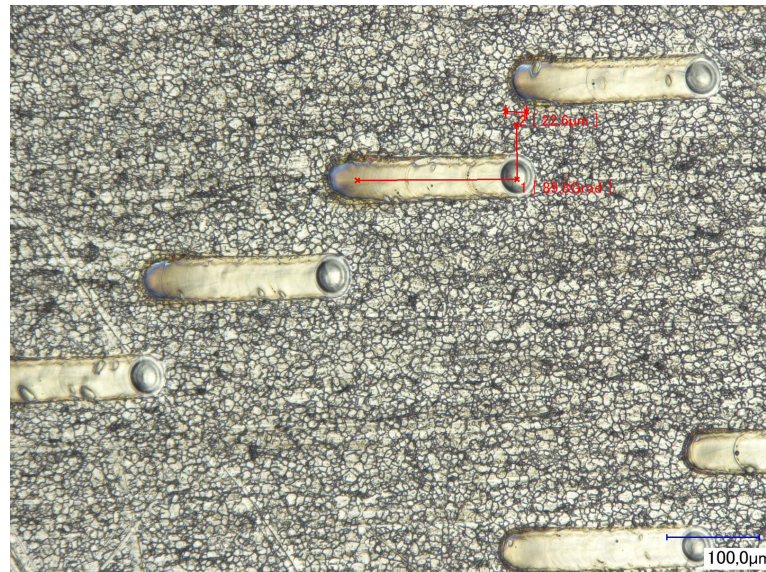


Abbildung 3.9: Untersuchung zum Überlappungsgrad der Segmente bei einer Scangeschwindigkeit von 300 mm/s

Das Experiment wurde durch eine gestufte Segmentanordnung an einem Metall-Blech realisiert. Eine der Scangeschwindigkeit angepasste Laserleistung sorgte dafür, dass die Oberflächendeformationen auf dem Metall der Strahltaile entsprachen. Sofern die erzeugten Stufen der Definition genügten und der Länge nach parallele Seitenverläufe aufwiesen, galten die eingestellten Variablen als geeignet. Das Ergebnis für die Untersuchung bei 300 mm/s ist auf 3.9 zu sehen. In der Tabelle 3.1 sind die ermittelten Werte für die X-Achse, welche ausschließlich für die Untersuchungen genutzt wurde, dargestellt.

Die Überlappung der Segmente darf aber nicht mit dem in der Lasertechnik üblich angegebenen Überlappungsgrad, auch Pulsüberdeckung genannt, der einzelnen Laserpulse

Markspeed [mm/s]	Vorlauf [mm]	Nachlauf [mm]	Ondelay [ $\mu$ s]	Offdelay [ $\mu$ s]
100	0,01	0,01	0	50
200	0,033	0,01	0	100
300	0,05	0,01	70	100
400	0,075	0,01	130	100
500	0,105	0,01	160	100
600	0,14	0,01	215	100
700	0,138	0,01	215	150
800	0,161	0,01	225	150
Jumpspeed : 1000 mm/s, Jumpdelay : 500 $\mu$ s, Markdelay : 500 $\mu$ s, Wartezeit : 100 ms, Anmerkung : Die Werte beziehen sich auf die X-Achse				

Tabelle 3.1: Zeitliche Variablen für die Untersuchungen

verwechselt werden. Dieser beträgt laut Gleichung 3.5 bei einer Pulsdauer von  $\tau_P = 30$  ns, einer Pulswiederholfrequenz  $f = 2$  MHz, dem in 3.2.1 berechneten Strahltaillendurchmesser von  $2w_0 = 22,6 \mu\text{m}$  und einer Scangeschwindigkeit von  $v = 100$  mm/s gleich 99,78 % und für  $v = 700$  mm/s gleich 98,45 %. Deswegen kann das Flächenprofil der Bestrahlung einem cw-Betrieb gleich gesetzt werden. In der weiteren Arbeit wird mit Überlappung nur die Segment-Überlappung gemeint.

$$\text{Pulsüberlappung} = 1 - \frac{v \cdot \frac{1}{f}}{2w_0 + v \cdot \tau_P} \quad (3.5)$$

## 4 Auswertung

Dieser Abschnitt gliedert sich einerseits in beobachtete Phänomene, welche während der Analyse als charakteristisch erachtet wurden. Dabei werden sowohl deren Ursache als auch die Wirkung auf das Ziel einer dichten und festen Schweißverbindung diskutiert. Zum anderen wird beurteilt, welchen Einfluss ausgewählte Konfigurationen des Bearbeitungsprozesses haben.

### 4.1 Phänomene

#### 4.1.1 Struktur des Gefüges

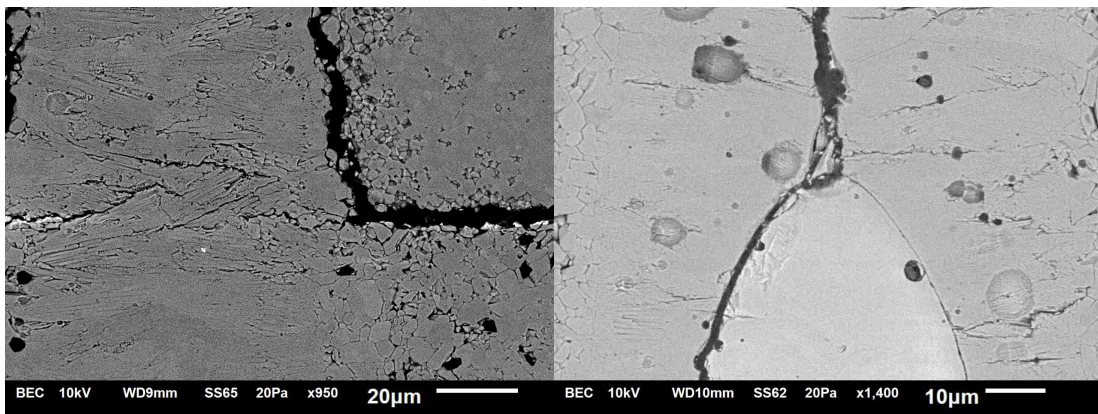


Abbildung 4.1: Links nadelförmig ausgebildete Kristallite und recht REM-Aufnahme von Versuch 181 mit ersichtlichen Kammern

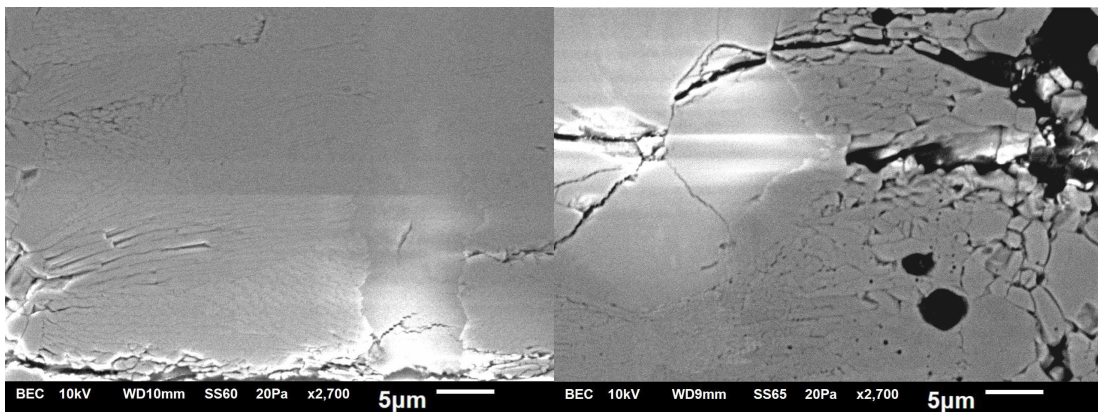


Abbildung 4.2: Links nadelförmig erstarrte Schmelze mit großen Kristallit in der Mitte und rechts ein großer Kristallit welcher gesprungen ist

Die ursprünglich typische Sinterstruktur mit an den Korngrenzen befindlichen Hohlräumen, auch Poren genannt, ist aufgrund des völligen Aufschmelzens und Umschichtens des Materials nicht mehr existent. Die Porosität<sup>7</sup> des wiedererstarrten Materials wird vor allem durch Risse und größere *Kammern*, welche durch den Dampfkanal als Blasen eingebracht wurden, bestimmt. In Abbildung 4.1 sind kleine Exemplare der größeren Kammern zu sehen, welche sich quasi störungsfrei während der Erstarrung eingefügt haben. Die Größe der Kammern erstreckt sich zwischen wenigen Mikrometern bis hin zur absoluten Breite der Schweißnaht.

Bei in den Versuchen vorkommenden Dimensionen von Temperaturgradienten und zeitlichen Wärmeverläufen kristallisierte die Schmelze stets *nadelförmig* vom Schmelzrand in Richtung Schmelzmitte. Die nadelförmigen Kristallite<sup>8</sup> sind zwischen 200 nm ... 900 nm breit und bis zu 10  $\mu\text{m}$  lang.

Eine Besonderheit stellen *größere Kristallite* dar, welche sich vor allem mittig der Schmelze ausbilden. Ob die Kristallite ein homogenes Kristallgitter besitzen und damit Einkristalle darstellen, konnte selbst mit der REM-Analyse nicht festgestellt werden. Der visuellen Beurteilung nach, schließt deren Entstehung jedoch die lokale Ausbildung des später besprochenen Mittelrippendefekts aus. Aufgrund der extremen Temperaturänderungen kommt es aber auch bei diesen zu Rissen, sprich zur Zersplitterung. Es ist vorstellbar, dass ein allgemeines Aufheizen der Keramik oder lokale Wärmeisolation aufgrund von Lufteinschlüssen die Entstehung fördert und somit eine feste und dichte Schweißnaht erzeugt werden kann.

Ablagerungen abweichender Materialien, welche bei Werkstoffen oftmals zwischen Kristallen vorkommen, waren weder bei den REM-Aufnahmen noch bei den Aufnahmen mittels Lichtmikroskop zu vermuten. Ursache dafür hätten Fremdstoffe in der Keramik oder während des Prozesses eingebrachte Fremdstoffe sein können.

Aufgrund dessen, dass unter den jeweils 3 Versuchen pro Einstellung Abweichungen im gleichen Maße wie zwischen den einzelnen Versuchsreihen auftraten, konnten keine Korrelationen in Bezug auf das Gefüge zur Schmelzbaddimension oder Prozessparameter festgestellt werden.

### 4.1.2 Probleme der Strahleinkopplung

Unter dem Begriff Einkopplung, bezogen auf die Laserstrahl-Material-Wechselwirkung, wird im Rahmen dieser Arbeit zur besseren Verständigung folgendes definiert. Eine Einkopplung liegt vor, wenn die intensitätsbezogene Absorption hoch genug ist, damit

<sup>7</sup> Verhältnis von Hohlraumvolumen zu Gesamtvolumen bei Sintererzeugnissen

<sup>8</sup> Kristallite, auch als Körner bezeichnet, sind Kristalle welche dem Kriterium eines Einkristalls nicht genügen müssen

die Erwärmung des Materials, im Zusammenhang mit dem steigenden temperaturabhängigen Absorptionsgrades, eine wechselseitige Potenzierung hervorruft, sodass die Zustandsänderungen im Material, wie die Aggregatzustandsänderung, erreicht werden. Charakteristisch für hier angewandte Bearbeitung von  $\text{Al}_2\text{O}_3$  ist nämlich, das schlagartige Umschwenken von einer nicht ersichtlichen Wechselwirkung zur plötzlichen Absorption mit dem sozusagen sofortigen Erreichen der Gasphase. Damit ist kein, wie z.B. bei Metallen übliches, der Intensität proportionales Erzeugen von einer reinen Schmelzphase möglich. Grundlegend für Tiefschweißverfahren, trägt die erzeugte Dampfkapillare, mittels starker innerer Streuung und erhöhtem Absorptionsgrad eine maßgebliche Rolle.

Ein Problem besteht darin, dass es kaum möglich ist, einen garantierten *Einstich* bzw. Bearbeitungsbeginn an der Startkoordinate zu gewährleisten. Sowohl die lokale Oberflächenbeschaffenheit als auch die Oberflächenreinheit bilden einen wesentlichen Einflussfaktor. Mit einem erstellten Programm zeigte sich, dass es eine sehr große Abhängigkeit davon gibt, an welcher Stelle man versucht einen Einstich zu erzeugen. An manchen Stellen sind zur Strahleinkopplung Intensitäten nötig, welche gleichermaßen eine Überhitzung, im Sinne von Makrorissen, darstellt. Bei Beobachtungen in Bezug auf Wartezeiten zwischen den Segmenten, Überlappungsgraden, Fluenzen und Intensitäten stellte sich heraus, dass sofern ein Einstich gelang, die folgenden Einstiche dadurch gewährleistet wurden, dass diese an den im vorherigen Segment hervorgerufenen Defekten im Material anknüpfen konnten. Ebenfalls die Reduzierung der Wartezeit auf quasi 0 Sekunden stellte sich aufgrund der erzeugten Temperaturfelder als förderlich für die Einkopplung heraus. Einfach gesagt, kann eine Schweißnaht ohne Lücken fortgesetzt werden, jedoch ist offen, ob die Ausbildung der Schweißnaht direkt am Startpunkt eintritt.

Eine Abhängigkeit in Bezug auf die Pulsenergie und -frequenz konnte nicht festgelegt werden. Jedoch wird ein merklicher Zusammenhang nicht ausgeschlossen.

### 4.1.3 Schmelzauswurf

Während der Bearbeitung trat ein bis zu über 10 cm hoher Schmelzauswurf auf. Dieser wird vor allem als Ursache für die in Abschnitt 4.1.1 besprochene Kammerbildung gesehen. Aufgrund dessen, dass bei Keramik, im Gegensatz zu Laserbearbeitung von Metallen, eine sehr schlagartige Einkopplung der Laserstrahlung auftritt (s. Abschnitt 4.1.2), welche einen großen Gasphasenanteil während der Bearbeitung und ein stets hohes Aspektverhältnis zur Folge hat, scheint dieser Effekt vorerst als nicht vermeidbar. Bei einer höheren Grundtemperatur der Keramik und einem damit erhöhten Absorptionsgrad der Laserstrahlung könnten jedoch weitere Möglichkeiten zur Vermeidung bestehen.



#### 4.1.4 Fuge entlang des Zwischenraumes

Bei nahezu jedem Versuch bildete sich im Bereich des Zwischenraumes eine Fuge entlang zu diesem aus. Diese Fuge stellt ein grundlegendes Problem im Bezug auf die Gasdichtheit der Schweißverbindung dar. Ein Hinweis dafür, dass diese Fuge nicht während der Aufbereitung der Proben, sondern bereits während des Schweißprozesses entstand, ist die unterschiedliche Ausbildung von Rissmustern in der oberen und unteren Schmelze. Ein Grund für diese Lokalisierung kann mit folgenden zwei Eigenheiten gegeben werden. Zum einen tritt aufgrund des Zwischenraumes ein Wärmestau auf, welcher durch das geringe Wärmeleitvermögen von Luft ein verzögertes Erstarren der Schmelze verursachen kann, ähnlich der Entstehung des in 4.1.5 beschriebenen Mittelrippendefektes. Zum anderen bedingt das Fehlen von angrenzender Keramik eine Abweichung im Spannungsprofil. Das parallel zum Zwischenraum gerichtete Kristallwachstum begünstigt die Ausbreitung der Rissfuge.

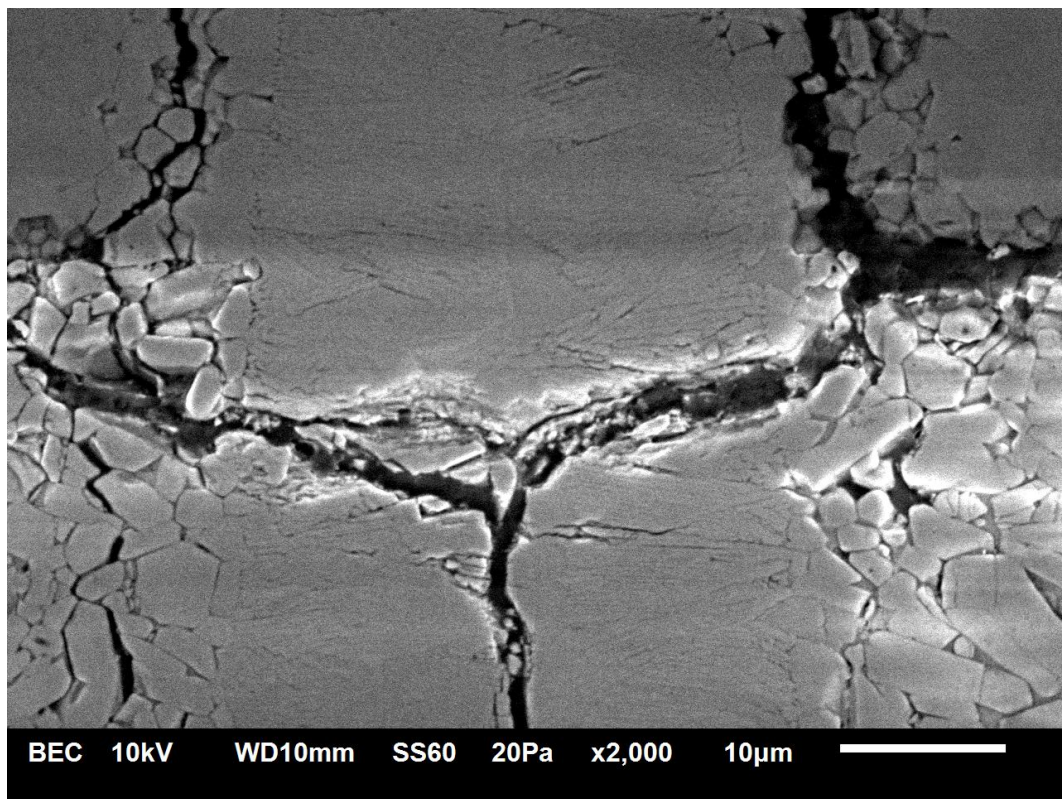


Abbildung 4.3: Fuge entlang des Zwischenraumes und sichtbare nadelförmige Kristallite

#### 4.1.5 Rissbildung

Die grundsätzliche Einteilung der auftretenden Risse wird folgend in einen sog. Mittelrippendefekt, welcher im Inneren der Schweißnaht auftritt, dem Abriss der Schmelze vom Grundmaterial und Makrorissen vorgenommen. Da alle Risse einen Abbau von im Ma-

terial auftretenden Spannungen als Ursache haben, schließen sich die folgenden Risscharakteristiken oftmals nach einem Entweder-Oder-Prinzip einander aus. Letztendlich wurde festgestellt, dass kein Zustand bei den vorgenommenen Versuchen erreicht wurde, welcher auch nur abschnittsweise im Nahtquerschnitt eine rissfreie Struktur aufwies.

### **Mittelrippendefekt**

Der Mittelrippendefekt ist ein beim Schweißen bekanntes Ereignis. Aufgrund dessen, dass die Erstarrung durch Wärmeleitung vom Rand aus geschieht, führt die damit einhergehende Schrumpfung des Materials dazu, dass in der Mitte der Naht keine feste Bindung im Gefüge auftritt. Wie in Abschnitt 4.1.1 besprochen, schließt ein sich in der Mitte der Schmelze bildender Kristallit den Mittelrippendefekt aus.

Die Besonderheit des Mittelrippendefektes ist bei diesen Schweißversuchen von Keramik, dass die normale Rissorientierung entlang der in 4.1.1 erwähnten Kristallitnadeln liegt und nicht, wie bei dem Mittelrippendefekt, senkrecht zu diesen.

### **Abriss der Schmelze**

Aufgrund der Schrumpfung des Materials während des Erstarrens, welches, wie in den Grundlagen beschrieben, bei  $\text{Al}-2\text{O}_3$  sehr schlagartig geschieht, kommt es aufgrund der Volumendifferenz zum Abriss der Naht vom Grundkörper. Auffallend dabei ist, dass der Abriss nur selten zwischen Schmelze und umliegenden Material geschieht, sondern vor allem im umliegenden Material entlang der durch die Sinterherstellung gegebenen Korngrenzen. Dadurch lässt sich auf eine starke Bindung von der nadelförmig rekristallisierten Schmelze und dem Grundmaterial schließen. Beispiele sind auf Abbildung 4.4 und 4.3 zu sehen.

### **Makrorisse**

Aufgrund thermischer Ausdehnung von dem umliegenden Material, wie es bei Reduzierung der Wartezeit zwischen den einzelnen Segmenten auf quasi 0 s geschieht, kommt es zur Rissbildung in diesem, was eine Zerstörung des Werkstücks bedeutet. Dabei kann sowohl der Deckel als auch der Träger zerspringen. Bei diesen Vorfällen kommt es jedoch zu einer weiteren Auffälligkeit. Sofern der Schweißprozess durch die erzeugten Scherben geschieht, ist es möglich, eine solide Bindung zu erreichen, welche sowohl frei von inneren Rissen ist als auch den Abriss zum Grundmaterial verhindert. Daraus ließe sich schließen, dass wenn leichte Verbundteile verwendet werden würden, welche in ihrer Position der Schmelze nachgeben, eine solide Bindung erreicht werden könnte.



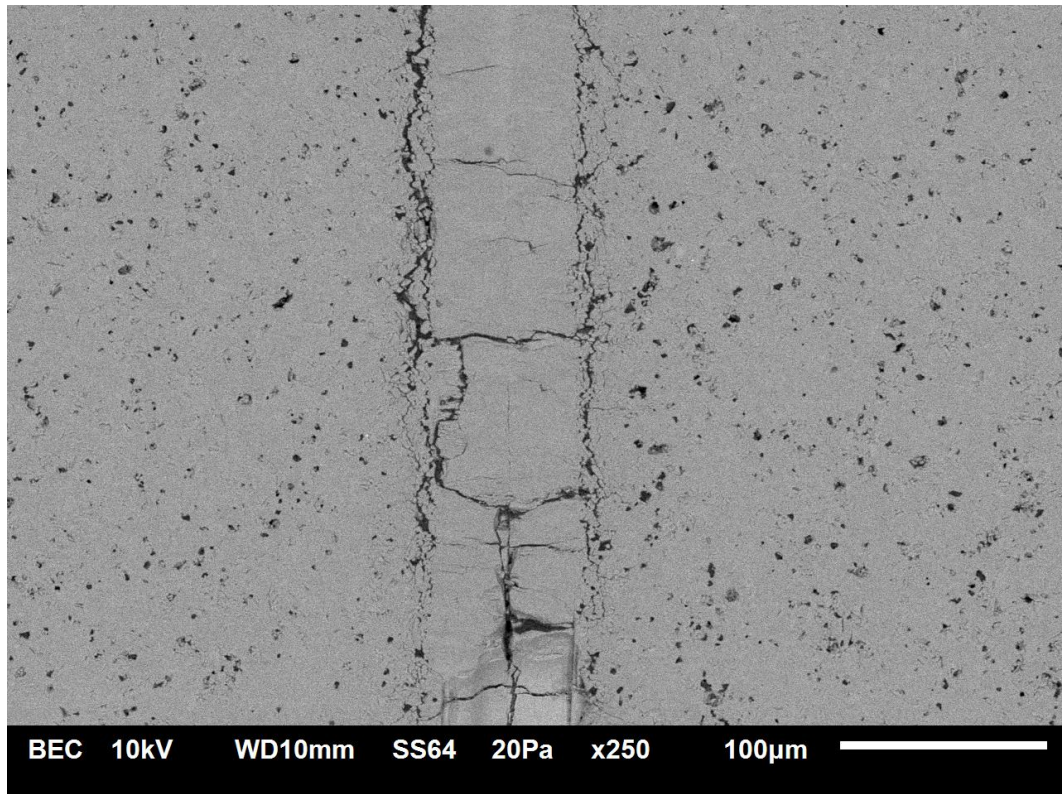


Abbildung 4.4: Abriss geschieht entlang der Korngrenzen und ist kein Abriss der Schmelze vom Grundmaterial

#### 4.1.6 Schmelzinsel

Die Mehrzahl der Querschnitte zeigten eine Art ovaler Schmelzinseln, welche unabhängig von den Prozessparametern oder den Schmelzdimensionen auftraten. Ursache für diese Erscheinung ist wahrscheinlich der Beginn der Schmelze des nachfolgenden Bearbeitungssegmentes, welches senkrecht zur Bildebene auftritt. Aufgrund der Lokalisation im oberen bis mittleren Bereich der Schmelze des Trägers, lässt sich schließen in welchem Bereich die Einkopplung der Laserstrahlung stattfindet.

Eine Begründung dieser Erscheinung, dass es sich um ein vom Zentrum aus gewachsenen Kristall handelt, wird als unwahrscheinlich erachtet. Wie unter anderem in Abbildung 4.1 ersichtlich, ist die Grenze der Schmelzinsel eine nahezu gleichmäßige Krümmung und weist keine für Kristallwachstum typische Vorzugsrichtungen auf, wie sie im gesamten Gefüge der Schmelze vorzufinden sind. Weiterhin deutet die Rissausbreitung der Schmelzinsel in Bezug zum umliegenden Material auf einen erneuten Einstich hin. So sind feine Rissstrukturen unabhängig und größere Risse bzw. Kammern, in der übrigen Schmelze, wirkten mittels Wärmeisolation oder Materialmangel auf die Schmelzinsel bzw. den neuen Einstich.

## 4.2 Auswirkung von Prozessparametern

Die Erläuterungen der in diesem Kapitel genutzten Größen sowie deren Berechnungen stehen in Abschnitt 2.2.1.

### 4.2.1 Streckenenergie $E_S$ und Pulsenergie $E_P$

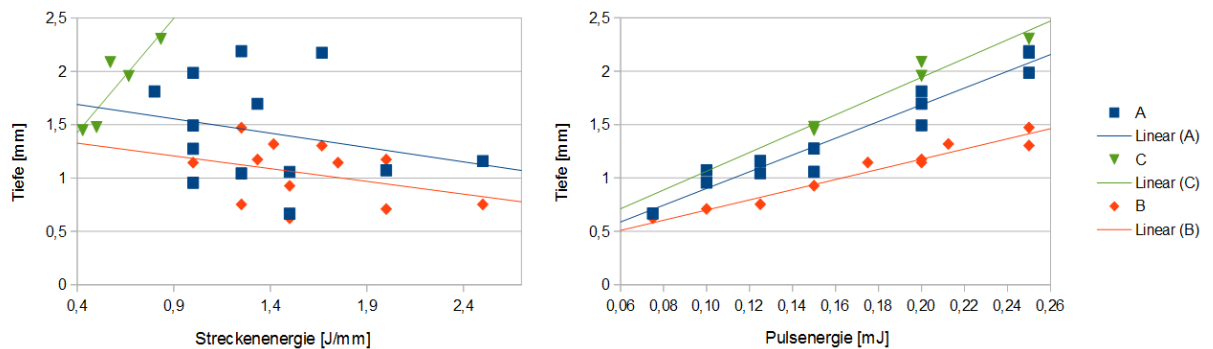


Abbildung 4.5: Links die Nahttiefe in Abhängigkeit von der Streckenenergie und rechts die Nahttiefe in Abhängigkeit von der Pulsenergie für die in Abschnitt 4.2.1 behandelten Messreihen A(mit Überlapp), B(normal), C(mit Überlapp und ohne Wartezeit)

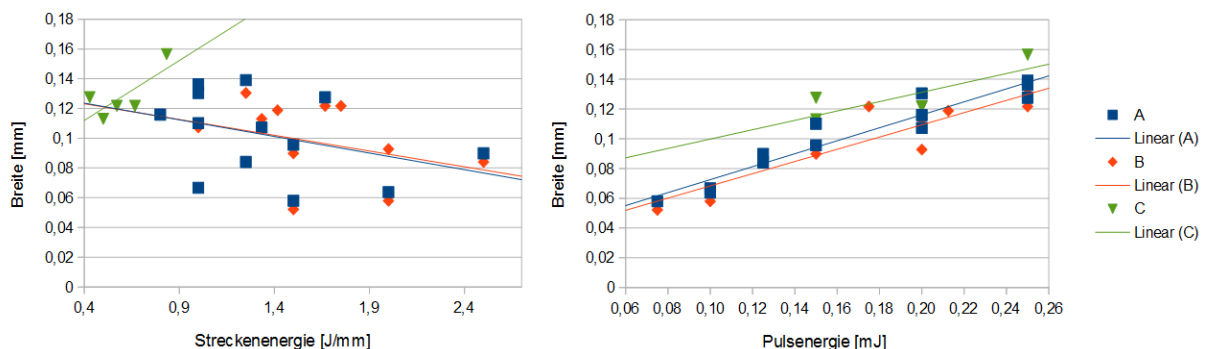


Abbildung 4.6: Links die Nahtbreite in Abhängigkeit von der Streckenenergie und rechts die Nahtbreite in Abhängigkeit von der Pulsenergie für die in Abschnitt 4.2.1 behandelten Messreihen A(mit Überlapp), B(normal), C(mit Überlapp und ohne Wartezeit)

In diesem Abschnitt werden Versuche betrachtet, bei welchen die *Scangeschwindigkeit*  $v$  und die *mittlere Leistung*  $P_m$  variiert wurden. Die konstanten Einstellungen betrugen:

- Überlappungsgrad B : 0,0 mm ; A,C : 0,2 mm
- Wartezeit A,B : 100 ms ; C : 0 ms
- Pulsdauer : 30 ns
- Pulswiederholfrequenz : 2 MHz

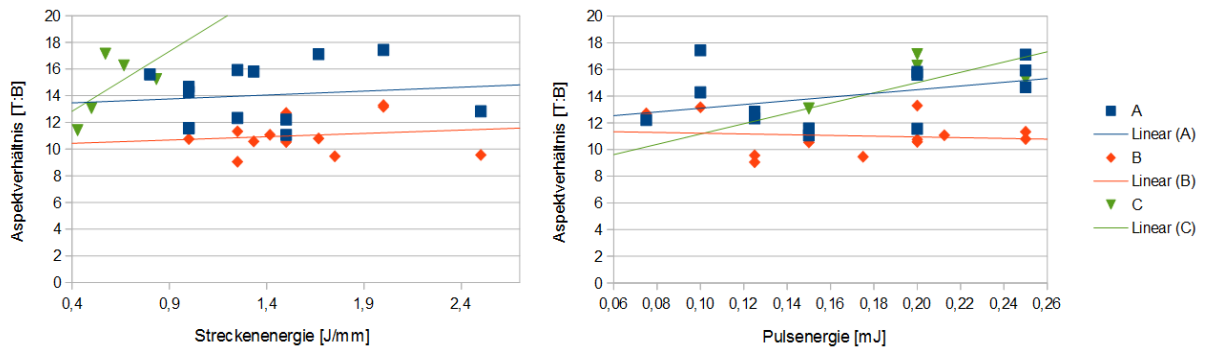


Abbildung 4.7: Links das Aspektverhältnis der Naht in Abhängigkeit von der Streckenenergie und rechts in Abhängigkeit von der Pulsenergie für die in Abschnitt 4.2.1 behandelten Messreihen A(mit Überlapp), B(normal), C(mit Überlapp und ohne Wartezeit)

Die mit Querschleif ausgewerteten Parameterpaare wurden bei vorherigen Versuchen ausgewählt. Bei denen wurde zu jeder Scangeschwindigkeit die minimale  $P_m$  bestimmt, bei welcher eine durch beide Teile durchgängige Schmelze entstand, als auch die maximale  $P_m$ , die noch möglich war, ohne dass Makrorisse in der Keramik auftraten.

Den Diagrammen von Abbildung 4.5 ist zu entnehmen, dass die erreichten Schmelzbad-Dimensionen zunehmen, sofern die Pulsenergie erhöht wird. Aufgrund der Konstanz der anderen Einstellungen ergeben die mittlere Leistung und die mittlere Intensität ein zur Pulsenergie proportionales Ergebnis. Im Gegensatz dazu, wird durch eine Zunahme der Streckenenergie im untersuchten Intervall keine Zunahme der Schmelzbad-Dimensionen erreicht. Dies könnte durch die relativ gute Wärmeleitfähigkeit von  $\text{Al}_2\text{O}_3$  erklärt werden, weswegen aufgrund der relativ hohen Scangeschwindigkeiten sich keine signifikanten Temperaturfelder aufbauen können und lediglich höhere Pulsenergien eine stark lokale Aufschmelzung/Verdampfung verursachen. Der abfallende Trend bei der Streckenenergie in Bezug auf die Schmelzbad-Dimensionen kann dadurch erklärt werden, dass die hohen Streckenenergien bei niedrigen Scangeschwindigkeiten auftraten, bei welchen jedoch gleichermaßen geringe Pulsenergien zum Einsatz kommen. Eine Ausnahme bildet die Versuchsreihe mit 0.0 ms Wartezeit, bei welcher entweder aufgrund der sich stark aufheizenden Keramik eine exponentielle Absorptionsgradzunahme stattfindet oder ganz einfach die Messwerte in einem zu kleinen Intervall vorliegen, als dass man einen Trend bestimmen kann.

Die Untersuchung zeigt, dass bei den in dieser Versuchsreihe vorgenommen Einstellungen mit den möglichen 500 W mittlerer Leistung des Lasers keine höheren Scangeschwindigkeiten anwendbar sind (siehe Abbildung 4.8. Nach den Ergebnissen dieses Abschnittes könnte jedoch eine niedrigere Pulswiederholfrequenz, bei welcher die Pulsenergien zunehmen [10], eine schnellere Bearbeitung mit 500 W  $P_m$  ermöglichen.

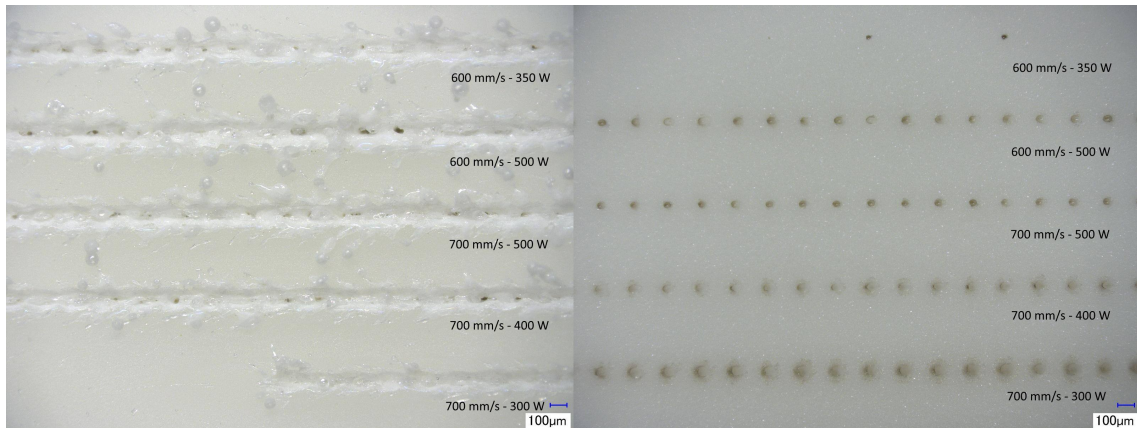


Abbildung 4.8: Bei hohen Scangeschwindigkeiten kann bei 100 ms Wartezeit und 0.0 mm Überlapp keine durchgängige Schmelze in unterer Keramik erzeugt werden (links Blick auf Membran, rechts Grundkörper nach Abtrennen der Membran)

### **Einfluss des Überlappungsgrades**

Zur Untersuchung, welche Auswirkung die doppelte Bearbeitung einer Stelle hat, wurde der in Abschnitt 3.3.2 beschriebene Überlappungsgrad auf 0,2 mm gesetzt. Damit ist das komplette Segment betroffen und es wird verhindert, dass beim Querschliff eine nicht betroffene Stelle analysiert wird. In den Diagrammen 4.5 und 4.6 zeigt sich, dass die Schmelztiefe bei doppelter Schweißung zunimmt. Dieses Verhalten könnte erklärt werden durch eine Restwärme, welche eine Absorptionsgradzunahme bewirkt oder durch Kammern, welche nach dem ersten Durchlauf gebildet wurden, wobei zweiteres als wahrscheinlicher anzunehmen ist.

### **Einfluss der Wartezeit**

Ein erhofftes Ereignis aufgrund der Reduzierung der Wartezeit war ein Sinter-Effekt auf die vorherige Gefügestruktur. Jedoch ergab die Untersuchung, dass kein wesentlicher Einfluss auf das Gefüge des vorherigen Segmentes bestand.

Durch das Entfallen der Wartezeit entstand jedoch ein großes Problem mit der Bildung von Makrorissen, weswegen auch nur bei kleinen Streckenenergien und hohen Scangeschwindigkeiten Versuche vorgenommen wurden.

### **4.2.2 Versuche zur Mehrfachbestrahlung**

Es wurde für den ersten Durchlauf eine Einstellung mit hoher Leistung ( $> 300 \text{ W}$ ) und hoher Scangeschwindigkeit ( $700 \text{ mm/s}$ ) gewählt, da diese eine Kerbe im Deckel hinterlässt und keine erstarrte Schmelze in Form einer Wölbung. Durch diese Vorlage können

niedrigere Leistungen verwendet werden, um das Material zu bearbeiten. Es wurden jedoch keine positiven Resultate mit dieser Methode erreicht.

### 4.2.3 Einfluss von Pulsdauer und Pulsleistung

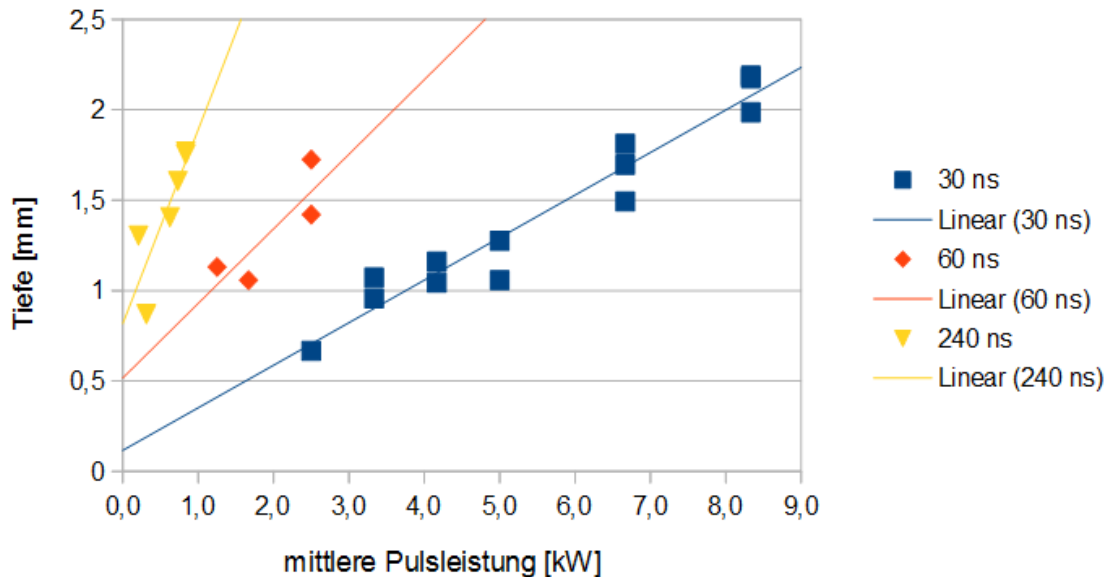


Abbildung 4.9: Tiefe der Schmelznaht in Abhängigkeit der mittleren Pulsleistung bei drei verschiedenen Pulsdauern

Abbildung 4.9 deutet darauf hin, dass die Absorption, gekennzeichnet durch die entstandenen Schmelz-Dimensionen, stärker von der Pulsenergie als von der Pulsleistung abhängt. Zudem zeigte sich bei längeren Pulsdauern, dass die Schmelzbaddimensionen weniger Abweichungen untereinander hatten als bei kurzen Pulsdauern. Deswegen könnte geschlossen werden, dass lange Pulsdauern, wie in dem Fall 240 ns, zu bevorzugen wären.

### 4.2.4 Einfluss der Pulswiederholfrequenz

Es wurden einzelne Versuche durchgeführt, welche zeigten, dass auch bei 1 MHz und 30 ns Pulsdauer Bearbeitungen möglich waren.

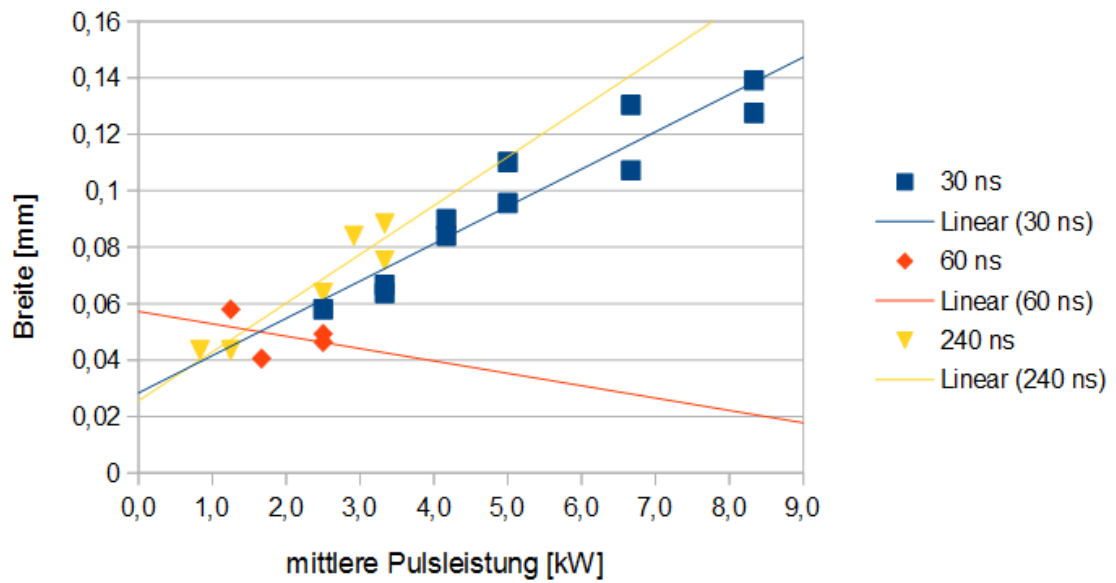


Abbildung 4.10: Breite der Schmelznaht in Abhängigkeit der mittleren Pulsleistung bei drei verschiedenen Pulsdauern

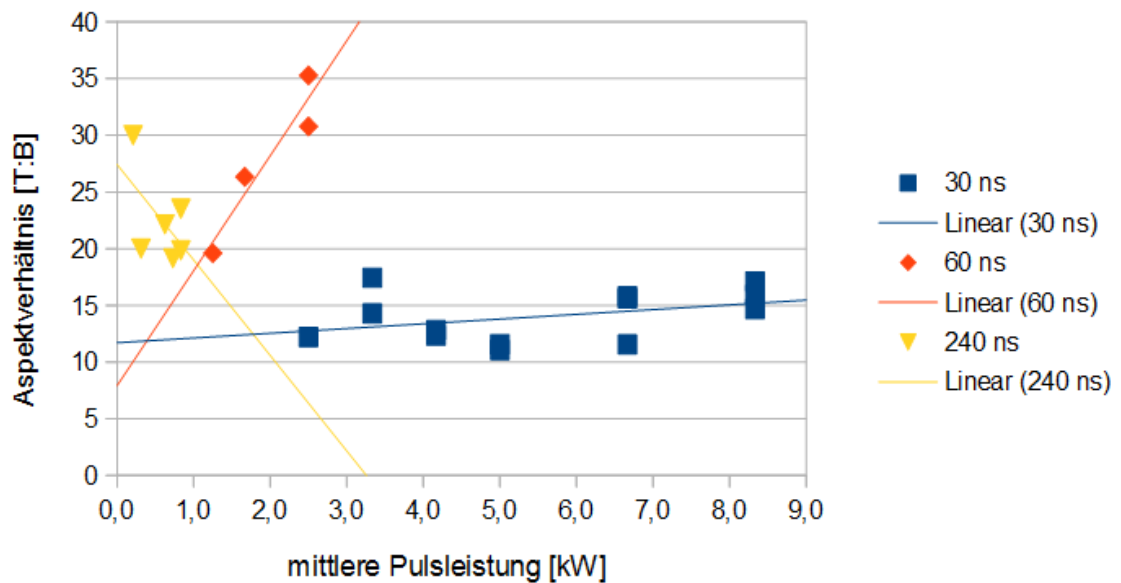


Abbildung 4.11: Aspektverhältnis der Schmelznaht in Abhängigkeit der mittleren Pulsleistung bei drei verschiedenen Pulsdauern



## 5 Zusammenfassung

### 5.1 Resultat zur Arbeit

Es konnten Schweißnähte erzeugt werden, welche einen Verbund beider  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -Teile darstellten und kein Risse im Werkstück verursachten. Es war jedoch bei keinem Versuch gelungen, dem Ziel einer gasdichten Schweißnaht zu genügen. Aufgrund des Kristallisationsverhaltens von  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , wie dem in den theoretischen Grundlagen besprochenen schlagartigen Übergang in den festen Zustand, und der Größenordnung der vorliegenden Temperaturgradienten, scheint es zu diesem Zeitpunkt nicht möglich, bei einem ungeheizten Werkstück eine solide und rissfreie Schweißnaht in Aluminiumoxid zu erzeugen.

Aufgrund der Analysen war es möglich, Kenntnisse über das Gefügeverhalten zu gewinnen, welche als Basis für weitere Verfahrensvarianten dienen könnten. Weiterhin können mit den in dieser Arbeit beschriebenen Untersuchungsmethoden weitere Versuchsreihen angestellt werden, da aufgrund zeitlicher Gegebenheiten leider nur wenige Versuche unternommen werden konnten.

### 5.2 Ausblicke

Folgend sollen aus der Arbeit resultierende Ideen für künftige Versuche zum Schweißen von  $\text{Al}_2\text{O}_3$  erwähnt werden.

Eine niedrigere Pulswiederholfrequenz und damit höherer Pulsenergien könnten eine garantierte Strahleinkopplung ermöglichen. Anfängliche Pulse mit überhöhter Intensität könnten, wie bei vielen Verfahren in der Lasertechnik, zum Bearbeitungsbeginn genutzt werden. Zudem könnten niedrigere Frequenzen und höhere Pulsenergien allgemein ein besseres Bearbeitungsergebnis darstellen. Des Weiteren könnte, wie bei anderen Verfahren des Laserstrahlschweißens an Keramik, eine höhere Grundtemperatur am Werkstück erzeugt werden.

Wie im Kapitel 4.1.5 bei Makrorissen geschrieben wurde, konnten an entstanden Splittern, welche frei beweglich waren und thermisch isoliert, sich gute Verbindungsgefüge ausbilden. Die Splitter konnten sowohl die Schrumpfung der erstarrenden Schmelze kompensieren als auch könnten sie eventuell das Wachstum der in 4.1.1 beschriebenen größeren Kristallite fördern, indem die kleineren Geometrien einen Wärmestau verursachen. Konstruktiv könnten diese Aspekte genutzt werden, in dem eine Schnittfuge erzeugt wird, was mit dem genutzten Laser nachgewiesener Weise möglich ist, und anschließend im Abstand von wenigen  $\mu\text{m}$  die Schweißung stattfindet.

## 6 Versuchstabelle

Eigenschaft	Bezeichnung	Anmerkung
Versuchsnummer	Nr.	
Überlappungsgrad [mm]	Ü	
Wartezeit [ns]	W	
Zweitstrahl [W   mm/s]	Z	* Zweitstrahl doppelt angewandt
Pulsdauer [ns]	P	
Scangeschwindigkeit [mm/s]	S	
Mittlere Leistung [W]	L	

Nr.	Ü	W	Z	P	S	L
13	0,0	100		30	100	150
14	0,0	100		30	100	200
15	0,0	100		30	100	250
17	0,0	100		30	200	250
18	0,0	100		30	200	300
21	0,0	100		30	200	350
22	0,0	100		30	200	400
23	0,0	100		30	300	400
24	0,0	100		30	300	425
25	0,0	100		30	400	400
26	0,0	100		30	300	500
27	0,0	100		30	400	500
28	0,2	100		30	100	150
31	0,2	100		30	100	200
32	0,2	100		30	100	250
33	0,2	100		30	200	200
34	0,2	100		30	200	250
35	0,2	100		30	200	300
36	0,2	100		30	300	300
37	0,2	100		30	300	400
38	0,2	100		30	300	500
41	0,2	100		30	400	400
42	0,2	100		30	400	500
43	0,2	100		30	500	400
44	0,2	100		30	500	500
45	0,2	0		30	600	300
46	0,2	0		30	600	400
47	0,2	0		30	600	500



48	0,2	0		30	700	300
49	0,2	0		30	700	400
51	0,0	100	100 / 100	30	700	400
52	0,0	100	100 / 200	30	700	400
53	0,2	100	100 / 100	30	700	400
54	0,2	100	100 / 200	30	700	300
55	0,0	100	100 / 50*	30	700	400
56	0,0	100	100 / 100*	30	700	400
57	0,2	100	100 / 50*	30	700	300
58	0,2	100	100 / 100*	30	700	300
59	0,2	100	100 / 150*	30	700	300
61	0,2	100		60	100	200
62	0,2	100		60	100	300
63	0,2	100		60	200	200
64	0,2	100		60	200	300
65	0,2	100		240	100	200
65	0,2	100		240	100	150
65	0,2	100		240	100	100
66	0,2	100		240	100	300
67	0,2	100		240	100	350
68	0,2	100		240	100	400
69	0,2	100		240	200	400

## 7 Inhalt CD

- Die erstellten VBS - Programme
- Mikroskopaufnahmen der Querschliffe inkl. Draufsicht
- REM-Aufnahmen
- Versuchstabelle
- Kontaktdaten
- Tabellenkalkulation zu den gemessenen Schweißnaht-Dimensionen
- PDF-Version der Bachelorarbeit

## Literaturverzeichnis

- [1] Wolfgang W. Seidel : Werkstofftechnik: Werkstoffe - Eigenschaften - Prüfung - Anwendung; 5. Auflage; HANSER-Verlag
- [2] S. Cava, S.M. Tebcherani, I.A. Souza, S.A. Pianaro, C.A. Paskocimas, E. Longo, J.A. Varela : Structural characterization of phase transition of AL<sub>2</sub>O<sub>3</sub> nanopowders obtained by polymeric precursor method; 18.02.2007; ScienceDirect
- [3] Prof. H. Exner : Begleitheft zur Vorlesung Lasertechnik ; März 2012
- [4] F. Klocke, W. König : Fertigungsverfahren - Abtragen, Generieren und Lasermaterialbearbeitung; 4. Auflage; Springer-Verlag
- [5] SCIENTIFIC REPORTS, Band Nr. 14 - Lasertechnik, 14. IWKM 2000, Wissenschaftliche Zeitschrift der Hochschule Mittweida, Artikel : Lasersintern von Korund-Beschichtungen auf Stahl, Seiten 3...10
- [6] T.Pioch : Medizinische Physik Band 3 Medizinische Laserphysik - Kapitel 19 Anwendung der Lasertechnik in der Zahnarztpraxis; 2005; Springer-Verlag
- [7] C. Riviere, M. Robin, G. Fantozzi : Comparison between two techniques in laser welding of ceramics; 01.01.1994; HAL archives-ouvertes; HAL Id: jpa-00252692
- [8] Anne- Maria Nagel : Untersuchungen zum Laserschweißen von Keramik - Diplomarbeit; 14.03.1996; Bibliotheksbestand der Hochschule Mittweida
- [9] IPG Laser : TEST RESULTS : Ytterbium pulsed fiber Laser model YLP-HP-1-30x240-500-500 S/N 12114036(after repair); 19.02.2015; Prüfung der verwendeten Laseranlage vom Hersteller im Jahr 2015
- [10] Stefan Mauersberger : Inbetriebnahme und Spezifikation des 500W-Faserlasers (IPG-YLP-HP-1-30x240-500-500); Protokoll; 05.02.2013
- [11] Volker Neumann : Zusammenfassung wellenoptischer Berechnungsgleichungen für den realen Laserstrahl; Internes Dokument des LHM

## Erklärung

Hiermit erkläre ich, dass ich meine Arbeit selbstständig verfasst, keine anderen als die angegebenen Quellen und Hilfsmittel benutzt und die Arbeit noch nicht anderweitig für Prüfungszwecke vorgelegt habe.

Stellen, die wörtlich oder sinngemäß aus Quellen entnommen wurden, sind als solche kenntlich gemacht.

Mittweida, 09. September 2016